

Moritz Liesegang

**Kontinuierliches Ultraschallschweißen  
ebener und rohrförmiger Titan/CFK-  
Verbindungen – Sonotroden, Prozess-  
entwicklung und Verbundeigenschaften**

### **Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek**

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. T. Beck  
Lehrstuhl für Werkstoffkunde  
Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
Technische Universität Kaiserslautern  
Postfach 3049  
Technische Universität Kaiserslautern, Gebäude 44  
67653 Kaiserslautern

Verlag: Technische Universität Kaiserslautern

Druck: Technische Universität Kaiserslautern  
Hauptabteilung 5  
Abteilung 5.6 Foto-Repro-Druck

D-386

© Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Technische Universität Kaiserslautern

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISBN 3-932066-49-9

ISSN 1433-2744

## **Vorwort des Herausgebers**

In der Schriftenreihe „Werkstoffkundliche Berichte“ werden wissenschaftliche Arbeiten veröffentlicht, die am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der TU Kaiserslautern durchgeführt werden. Werkstoffe sind von zentraler Bedeutung für die technische und wirtschaftliche Entwicklung einer modernen Industriegesellschaft. Ein bestmöglich angepasster Werkstoff gewinnt im Sinne von Leichtbaulösungen und auch im Hinblick auf eine zunehmende Rohstoffverknappung immer stärker an Bedeutung. Nennenswerte Gewichtsreduzierungen lassen sich zumeist nur durch den Einsatz von Leichtmetallen oder Faserverbundwerkstoffen sowie deren Mischbauweisen erreichen. Die moderne Werkstoffkunde umfasst die Materialwissenschaft und Werkstofftechnik und hat zum Ziel, für die in der technischen Praxis eingesetzten Werkstoffe geeignete Bewertungskriterien zu erarbeiten sowie ihren mikrostrukturellen Aufbau und ihre mechanischen und physikalischen Eigenschaften wissenschaftlich zu beschreiben. Dies erfordert eine enge Verknüpfung werkstofftechnischer Methoden und Verfahren mit grundlagenorientierter Forschung. Theoretische Erkenntnisse, experimentelle Ergebnisse und deren Modellierung dienen der Aufklärung der Zusammenhänge zwischen mikrostrukturellem Aufbau und den daraus resultierenden makroskopischen Eigenschaften von Werkstoffen und Bauteilen. Aktuelle Forschungsvorhaben am Lehrstuhl für Werkstoffkunde (WKK) beschäftigen sich unter anderem mit der Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens und der Lebensdauerberechnung verschiedener Eisen- und Nickel-Basiswerkstoffe in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen sowie metallischer und polymerer Verbundwerkstoffe. Die Werkstoffreaktionen werden auf Basis mechanischer Hysterese-, Temperatur- und elektrischer Widerstandsmessungen sowie moderner magnetischer und optischer Messverfahren erfasst und dienen zur Bewertung des aktuellen Ermüdungszustandes sowie als Eingangsgrößen für eine zuverlässige Lebensdauerabschätzung. Darüber hinaus werden grundlagenorientierte und technologische Fragestellungen zum Ultraschallschweißprozess, den Schweißwerkzeugen und ultraschallgeschweißten hybriden Werkstoffsystemen bearbeitet.

Hybride Werkstoffsysteme ermöglichen es, durch gezielte Werkstoffkombinationen spezifische Eigenschaften von Bauteilen zu verbessern und sind unvermeidlich, wenn Komponenten aus unterschiedlichen Werkstoffklassen verbunden werden müssen. Die Substitution aktuell in Hydrauliksystemen von Luftfahrzeugen eingesetzter Titanrohre durch Rohre aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) ist aufgrund höherer spezifischer Festigkeit bei geringeren Kosten sowohl wirtschaftlich als auch hinsichtlich einer deutlichen Gewichtsreduktion interessant. Solche konstruktiven hybriden Werkstoffsysteme aus Metall und CFK lassen sich mittels Ultraschallschweißen erzeugen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde erstmalig das kontinuierliche Metall-Ultraschallschweißen zur Verbindung rohrförmiger Leichtmetalllegierungen mit faserverstärkten Kunststoffen betrachtet. Dafür wurden geeignete Hochleistungssonotroden sowie Ultraschallschweißanlagen und Prozessparameter für das translatorische Schweißen ebener sowie für das neuartige orbitale Schweißen rohrförmiger Fügepartner entwickelt und anhand mechanischer Eigenschaften der erzeugten hybriden Werkstoffsysteme bewertet. Zum Verständnis der Zusammenhänge der Prozessgrößen und der Beanspruchungsart mit den resultierenden mechanischen Eigenschaften wurde die Mikrostruktur der ultraschallgeschweißten Verbindungen im Bereich der Fügezone untersucht und die Spannungszustände ergänzend in Finite Elemente Modellen berechnet. Die Entwicklung neuartiger Hochleistungssonotroden zum Ultraschallschweißen anspruchsvoller metallischer Werkstoffe, die aufgebauten Ultraschallschweißanlagen sowie die Prozessentwicklung von ebenen Hybridverbindungen bis hin zu hochfesten rohrförmigen Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindung werden im Detail erläutert.

Kaiserslautern im Dezember 2020

Tilman Beck

## **Kurzfassung**

Das Ultraschallschweißen ist eine innovative und vielversprechende Füge­technologie für hybride Werkstoffsysteme. Im Rahmen dieser Arbeit wird erstmalig das kontinuierliche Metall-Ultraschallschweißen zur Verbindung von Leichtmetalllegierungen mit faserverstärkten Kunststoffen für den Einsatz im Hydrauliksystem eines Flugzeuges betrachtet. Dafür wurden Ultraschallschweißanlagen und Prozessparameter für translatorisches Schweißen ebener und für das neuartige orbitale Schweißen rohrförmiger Fügepartner entwickelt. Das Ultraschallschweißen von Titan erfordert besonders robuste Sonotroden. Die Härte, die Festigkeit und die vergleichsweise geringe Wärmeleitfähigkeit bedeuten eine hohe mechanische und thermische Beanspruchung der Sonotrode während des Schweißprozesses. Gleichzeitig muss die Sonotrode mit hoher Amplitude von bis zu 50 µm schwingen, um eine feste Verbindung erzeugen zu können. Der Werkstoff, die Geometrie und die Sonotrodenkoppelfläche müssen speziell für das Ultraschallschweißen von Titan ausgelegt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Schweißanlagen, Prozessparameter und Sonotroden erfolgreich für den orbitalen Ultraschallschweißprozess entwickelt, sodass eine Ti6Al4V-Fitting/CF-PEEK-Rohr-Verbindung hergestellt werden konnte, die einem Innendruck von 960 bar standhielt, der einer Axialkraft von 81,7 kN und einer relativen Zugscherkraft in Bezug zur Schweißnahtlänge von 390 N/mm entspricht.

## **Abstract**

Ultrasonic welding is an important and innovative joining technology for tubular metal-carbon fibre reinforced polymer joints and has important potential applications in aircraft hydraulic systems. In this work, systems and process parameters for the translational and orbital ultrasonic welding of lightweight alloys to carbon fibre reinforced polymers were developed. Titanium is a desirable ‘upper joining partner’ material for ultrasonic welding but its high yield strength, hardness and low thermal conductivity can wreak havoc on sonotrode durability. Welding sonotrodes have to resist high mechanical and thermal loads while oscillating at amplitudes up to 50 µm in order to create high strength hybrid joints. In this research suitable sonotrodes were developed for the continuous ultrasonic welding of titanium alloys. Sonotrode material, geometry and structure of the tip were considered. In due course, ultrasonic welding systems, process parameters and sonotrodes were successfully developed and a Ti6Al4V-fitting/CFRP-tube joint was manufactured by orbital ultrasonic welding. The hybrid tube’s joints remained intact at an internal pressure of 960 bar, equivalent to an axial force of 81,7 kN and a relative tensile shear force of 390 N/mm in relation to the length of the weld seam.



**Kontinuierliches Ultraschallschweißen**  
**ebener und rohrförmiger Titan/CFK-Verbindungen –**  
**Sonotroden, Prozessentwicklung und Verbundeigenschaften**

Dem Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Technischen Universität Kaiserslautern  
zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte

**Dissertation**

von

Herrn

M.Sc. Moritz Liesegang

aus Herdecke

Vorsitzender der Prüfungskommission: Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann  
Erster Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck  
Zweiter Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Frank Balle  
Tag der mündlichen Prüfung: 04.12.2020





## **Vorwort des Verfassers**

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Technischen Universität Kaiserslautern. Mein aufrichtiger Dank gilt allen, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Insbesondere bedanke ich mich bei meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Balle, der mir die größtmöglichen Freiheiten gewährt und mich gleichzeitig uneingeschränkt gefördert hat, was wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen hat.

Ebenfalls großer Dank geht an Herrn Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck, der nach dem Wechsel von Frank Balle an die Albert-Ludwigs-Universität Freiburg mein direkter Ansprechpartner am Lehrstuhl wurde und mich nach Kräften unterstützt hat.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann möchte ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes und der angenehmen Gestaltung des Promotionsverfahrens danken, das auf Grund der Coronapandemie online stattfinden musste.

Den Mitarbeitern des Lehrstuhls für Werkstoffkunde möchte ich für die angenehme Arbeitsatmosphäre, die Hilfsbereitschaft und den Zusammenhalt danken. Insbesondere danke ich Herrn Hendrik Rütters für die Unterstützung bei konstruktiven Arbeiten und Herrn Lars Greipl für die Unterstützung bei der Programmierung der Schweißanlagen und der Auslegung der Messstände, die im Rahmen der Arbeit aufgebaut wurden. Herrn Philipp Lion, Herrn Florian Staab, Herrn Dominic Weibel, Frau Alexandra Fleisch und Herrn Dr.-Ing. Benedikt Engel danke ich für zahlreiche fachliche Diskussionen und Anregungen.

Meine Forschungsarbeit fand zu großen Teilen im Rahmen des Luftfahrtforschungsprogrammes LuFo V-2 unter dem Vorhaben HydI CReMA (Hydraulische System Innovationen Cost Reduced Modular Applications) statt. Ich möchte den Kollegen des HydI-Konsortiums für die Zusammenarbeit danken: Christian Gast (Airbus), Dr.-Ing. Markus Gutensohn und Dr.-Ing. Daniel Backe (PFW Aerospace), Oliver Neiske (Parker Hannifin), Peter Kloft (Hydac), Martin Herold und Camillo Zopp (TU Chemnitz), Jan Schiller (CTC).

Von Herzen danke ich meiner Frau Sica für Ihre Geduld, Akzeptanz und unbegrenzte Rücken- deckung zu jedem Zeitpunkt sowie unseren Kindern, die unser Leben mit Freude füllen und jeden Fehlschlag im Labor vergessen lassen.

Kaiserslautern im Dezember 2020

Moritz Liesegang



### Summary

Hybrid materials are important for the transport industry, especially for aeronautical applications as they have the potential to reduce aircraft weight and improve fuel efficiency. Continuous ultrasonic metal welding is a promising technique to realise tubular metal–carbon fibre reinforced polymer joints. In this work, ultrasonic welding systems and process parameters were developed for translational and orbital ultrasonic welding of lightweight alloys to carbon fibre reinforced polymer for applications in aircraft hydraulic systems.

Titanium, although highly desirable for ultrasonic welding, is a challenging upper joining partner due to its high yield strength, hardness and low thermal conductivity. The welding sonotrode has to resist high mechanical and thermal loads while oscillating at amplitudes up to 50  $\mu\text{m}$  in order to create high strength hybrid joints. Suitable sonotrodes were developed for continuous ultrasonic welding of titanium alloys, considering material selection, geometry and structure of the sonotrode tip. The geometry of the sonotrodes was developed using finite element simulations to achieve a longitudinal oscillation profile for the eigenmode at 20 kHz. To prevent fatigue failure, the maximum stress that occurs at an amplitude of 50  $\mu\text{m}$  was limited to 350 MPa, based on investigations of the very high cycle fatigue (VHCF) behaviour to determine the fatigue strength of potential sonotrode materials. To characterise the sonotrodes, experimental modal analyses were performed to determine modal frequencies, damping coefficients and the modal shape. The structure of the sonotrode tip determines the ability of transferring energy into the joining zone.

Because titanium is highly sensitive to notches, the impact of the welding process on fatigue strength was determined as being dependent on the structure of the sonotrode tip. Various sonotrode tip structures were therefore developed, tested and rated by the achieved tensile shear strength of joints manufactured in the ultrasonic welding experiments. Microstructural investigations showed the demolition of carbon fibres in joints that were formed by a groove-shaped sonotrode tip, whereas almost no fibre damage was detected in joints that were formed by a pyramidal sonotrode tip. The pyramidal tip structure was found to have achieved the highest joint strength at quasistatic and fatigue loadings close to the initial state of the titanium. Compared to a groove-shaped sonotrode tip, the wear resistance behaviour of the pyramidal form was higher. Finite-Element-simulations showed a lower stress concentration by a factor of  $\frac{1}{3}$  for pyramidal structures in comparison to a groove structure. The pyramidal structure has a prognosed longevity of 55 m of cumulated weld seam length, welding titanium. The sonotrode with the best performance was determined to be a Fe-Mo-Co-alloy based sonotrode with a pyramidal structured tip and an acoustic transmission of 1:3 to allow welding amplitudes up to 60  $\mu\text{m}$ .

---

The investigation of high strength Ti6Al4V/CF-PEEK hybrid joints also included the development of suitable welding machines as well as control and acquisition of process parameters. Suitable process parameters were rated considering the tensile shear strength of the joints. A gap-free contact between the joining partners was found to be an essential condition for a successful welding process. Sheet-shaped joining partners for translational welding could be clamped in the welding machine, whereas tubular joining partners had to be pre-joined by interference fitting. The CFRP-tube was pressed into the heated Ti6Al4V-fitting with a force of 8 kN. A suitable combination of amplitude, welding force and sonotrode velocity was determined in order to achieve high tensile shear strength of the joints. Translational ultrasonic welding was used to create sheet-shaped Ti6Al4V/CF-PEEK joints with a maximum tensile shear force of 88 N/mm in relation to the weld seam length. Ti6Al4V/CF-PEEK joints that were manufactured by orbital ultrasonic welding remained intact at an inner pressure of 960 bar, which is equivalent to an axial force of 81,7 kN and a relative tensile shear force of 390 N/mm in relation to the length of the weld seam.

Moreover, investigations of the microstructure of the joints revealed that contact between fibre and matrix occurred only for joints that were created by orbital welding. Translationally welded joints show a PEEK-interlayer between the metal and CFRP. Hence, the joint strength was solely adhesive. Additionally, a different deformation behaviour was shown in FE-simulations that revealed a higher stress concentration for tensile loading in comparison to internal pressure load.

The findings of this work reveal the potential of the ultrasonic welding process with respect to high strength lightweight Ti6Al4V/CF-PEEK hybrid joints. High performance MC90 sonotrodes that resist the loads generated during the welding of titanium alloy are potentially suitable for the joining of other high strength upper joining partners.

## **Inhaltsverzeichnis**

<b>1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und Kenntnisstand .....</b>	<b>3</b>
2.1 Werkstoffpaarungen und Fügeverfahren hybrider Werkstoffsysteme .....	3
2.2 Ultraschallschweißverfahren und industrielle Anwendung .....	5
2.3 Ultraschallschweißsonotroden .....	14
2.3.1 Festkörperakustik .....	14
2.3.2 Auslegung von Ultraschallschweißsonotroden .....	15
2.4 Finite Elemente Methode .....	26
<b>3 Versuchswerkstoffe und Untersuchungsmethoden .....</b>	<b>29</b>
3.1 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien .....	29
3.1.1 Ti6Al4V (grade 5) .....	29
3.1.2 AlMg3 (EN AW-5754 H22) .....	33
3.1.3 AlMgSi0,5 (EN AW-6060 T6) .....	34
3.1.4 Kohlenstofffaserverstärktes Polyetheretherketon (CF-PEEK) .....	36
3.1.5 Ermüdungsproben aus Ti6Al4V .....	38
3.1.6 Ermüdungsproben Sonotroden-Werkstoffe (Ultraschallprüfsystem) .....	40
3.2 Untersuchungsmethoden .....	42
3.2.1 Quasistatischer Zugversuch – Zwick 250 .....	42
3.2.2 Schwingfestigkeitsuntersuchungen im HCF Bereich .....	42
3.2.3 Schwingfestigkeitsuntersuchungen im VHCF Bereich .....	43
3.2.4 Modalanalyse .....	44
3.2.5 Charakterisierung der Mikrostruktur .....	45
3.2.6 Schwingungsanalyse im Schweißprozess mittels Laser-Doppler Vibrometrie ....	46
3.2.7 Verschleißmessung an der Sonotrodenkoppelfläche .....	46
3.3 Rechenmodelle für die Finite Elemente Methode .....	47
3.3.1 Sonotroden: Modalanalyse (Modell I) .....	47

3.3.2	Sonotroden: Spannungsverteilung (Modell II) .....	49
3.3.3	Sonotroden: Spannungszustand im Bereich der Sonotrodenkoppelfläche und im oberen Fügepartner in Abhängigkeit der Strukturierung .....	50
3.3.4	VHCF-Proben: Auslegung der Geometrie und Spannungsanalyse .....	51
3.3.5	Schweißverbindungen: Spannungszustand als Funktion der Anzahl, Position und Geometrie der Schweißnähte .....	52
<b>4</b>	<b>Kontinuierliches Ultraschallschweißen von Titan und CFK.....</b>	<b>55</b>
4.1	Sonotroden zum Ultraschallschweißen von Titan .....	55
4.1.1	Werkstoffauswahl für robuste Ultraschallschweißsonotroden .....	56
4.1.1.1	Schnellarbeitsstahl CPM REXM4.....	57
4.1.1.2	Metall-Matrix-Verbund Ferrotitanit WFN .....	58
4.1.1.3	Fe-Co-Mo-Legierung Böhler MC90 Internet.....	59
4.1.1.4	Übersicht der Werkstoffeigenschaften potentieller Sonotrodenwerkstoffe .	60
4.1.1.5	Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich .....	62
4.1.2	Auslegung der Sonotrodengeometrie mittels FEM .....	65
4.1.3	Auslegung der Sonotrodenkoppelfläche hinsichtlich Einbringung der Schweißenergie und Verschleiß.....	70
4.1.4	Experimentelle Modalanalyse und akustisches Übersetzungsverhältnis.....	73
4.1.5	Leistungsfähigkeit der Sonotroden beim Ultraschallschweißen von Ti6Al4V mit CF-PEEK .....	78
4.1.6	Verschleißverhalten der MC90-Sonotroden mit unterschiedlichen SKF .....	80
4.1.6.1	Einfluss des Sonotrodenabdrucks auf die Schwingfestigkeit von Titan .....	82
4.2	Schweißsysteme und Prozessentwicklung .....	84
4.2.1	Translatorisches Ultraschallschweißen.....	84
4.2.2	Orbitales Ultraschallschweißen .....	88
4.2.3	Prozessparameterermittlung und Verbundfestigkeiten .....	91
4.2.3.1	Translatorisches Ultraschallschweißen - Prozessparameter.....	92
4.2.3.2	Orbitales Ultraschallschweißen - Prozessparameter .....	99

4.3	Charakterisierung der gefügten hybriden Verbindungen.....	107
4.3.1	Translatorisch geschweißte Hybridverbindungen.....	107
4.3.2	Orbital ultraschallgeschweißte Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde.....	111
4.3.3	Veränderung der Gefügestruktur durch den Ultraschallschweißprozess.....	115
4.4	Spannungsanalyse ebener und rohrförmiger Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Verbunde im FE-Modell .....	118
<b>5</b>	<b>Zusammenfassung .....</b>	<b>123</b>
<b>6</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>126</b>
<b>7</b>	<b>Publikationen und Tagungsbeiträge.....</b>	<b>140</b>
<b>8</b>	<b>Betreute studentische Arbeiten .....</b>	<b>142</b>
<b>9</b>	<b>Lebenslauf .....</b>	<b>143</b>

## Abkürzungen und Symbole

---

<b>Kurzzeichen</b>	<b>Bedeutung</b>
3D-LDV	3D Laser-Doppler Vibrometer
a.D.	äußerer Durchmesser
AZ	Ausgangszustand
B <sub>I-III</sub>	geometrische Bereiche der Sonotrode I-III
CAD	computer-aided design
CCC	Circumscribed Central Composite
CF-PEEK	kohlenstofffaserverstärktes Polyetheretherketon
D <sub>I-III</sub>	Durchmesser der geometrischen Bereiche der Sonotrode I-III
EBS	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energy dispersive X-Ray analysis
EMA	experimentelle Modalanalyse
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FFT	Fast Fourier Transformation
FVK	Faserverbundkunststoff
FWHM	Full Width at Half Maximum
Gew.%	Gewichtsprozent
HCF	High Cycle Fatigue
HSS	High Speed Steel
i.D.	innerer Durchmesser
IPF	inverse Polfigur
K-USS	Kunststoff-Ultraschallschweißen
K-P-USS	Kunststoff-Punkt-Ultraschallschweißen



K-R-USS	Kunststoff-Rollnaht-Ultraschallschweißen
LDV	Laser-Doppler Vibrometer
L <sub>I-III</sub>	Längen der geometrischen Bereiche der Sonotrode I-III
MIM	Metal Injection Molding
MMC	Metall-Matrix-Composite
M-P-USS	Metall-Punkt-Ultraschallschweißen
M-R-USS	Metall-Rollnaht-Ultraschallschweißen
M-T-USS	Metall-Torsions-Ultraschallschweißen
PEEK	Polyetheretherketon
PPS	Polyphenylensulfid
PY	pyramidale Strukturierung
PZT	Blei-Zirkonat-Titanat
REM	Rasterelektronenmikroskop
RI	rillenförmige Strukturierung
SKF	Sonotrodenkoppelfläche
SP	spitzförmig
U <sub>OSA</sub>	Umdrehung des Schweißaktuators in der Orbitalschweißanlage
US	Ultraschall
U <sub>S</sub>	Umdrehung der Sonotrode
USM	Ultraschallmesskopf
USS	Ultraschallschweißen
UZ	Ultraschalleinflusszone
VHCF	Very High Cycle Fatigue
WR	Walzrichtung
WBH	Wärmebehandlung

---

<b>Symbol</b>	<b>Bedeutung</b>	<b>Einheit</b>
A	Bruchdehnung	%
c	Schallgeschwindigkeit	m/s
C	longitudinale Steifigkeit	MPa
d	Eindringtiefe der Sonotrode in den oberen Fügepartner	mm
E	Elastizitätsmodul	GPa
$E_{kin}$	kinetische Energie	J
$E_{pot}$	potentielle Energie	J
$E_{US}$	Schweißenergie	J
$F_{US}$	Schweißkraft	N
G	Schubmodul	MPa
J	akustische Intensität	W/m <sup>2</sup>
$k_L$	Wellenzahl der longitudinalen Mode	m <sup>-1</sup>
K	Steifigkeitsmatrix	GPa
L	Länge	m
M	Massematrix	g
$P_{US}$	Schweißleistung	W
$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2% plastischer Dehnung	MPa
$R_e$	Streckgrenze	
$R_m$	Zugfestigkeit	
t	Zeit	S
T	Temperatur	°C
$T_G$	Glasübergangstemperatur	°C
$T_Z$	Zersetzungstemperatur	°C
$T_s$	Schmelztemperatur	°C

---

$u_s$	Sonotrodenwegamplitude	$\mu\text{m}$
$v$	Sonotrodengeschwindigkeit	$\text{mm/s}$
$x$	Ortskoordinate	$\text{m}$
$\kappa$	thermischer Ausdehnungskoeffizient	
$\rho$	Massendichte	$\text{g/cm}^3$
$\eta$	Freiheitsgrad	-
$v_L$	Phasengeschwindigkeit der longitudinalen Mode	$\text{m/s}$
$u$	Verschiebung	$\cos \varphi$
$\sigma$	Spannung	$\text{MPa}$
$\Phi_i$	Eigenwert der i-ten Mode	-
$\omega$	Kreisfrequenz	$\text{Hz}$
$\omega_d$	gedämpfte Kreisfrequenz	$\text{Hz}$
$\omega_i$	Kreisfrequenz der i-ten Mode	$\text{Hz}$

---

# 1 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

Das Interesse an hybriden Verbindungen zum Einsatz im Transportwesen, dem Energiesektor, dem Anlagenbau oder der Medizintechnik steigt stetig [1 bis 4]. Kostendruck, Umweltschutzbestimmungen und das steigende gesellschaftliche Bewusstsein für den Einsatz limitierter Rohstoffe bestimmen den Trend, ressourcenschonender zu produzieren, den Kohlenstoffdioxidausstoß zu reduzieren und Wertschöpfungsketten effizienter zu gestalten [1]. Gewichtsreduktionen, um den Energieverbrauch während der Nutzungsperiode zu verringern, sind nicht ausschließlich durch Materialeinsparungen oder konstruktiv realisierbar, sondern durch den Einsatz leistungsfähiger Werkstoffe. Die Kombination verschiedenartiger Werkstoffe zu hybriden Werkstoffsystemen ermöglicht es, Steifigkeiten und Festigkeiten in Bezug zur Massendichte gegenüber monolithischen Werkstoffen zu erhöhen [5]. Beispiele für Komponenten, die für den Einsatz im Transportwesen zu hybriden Verbindungen gefügt werden, sind hochfeste Stähle, Aluminium-, Magnesium- und Titanlegierungen mit Faserverbundkunststoffen (FVK) [6]. Neben der Steigerung der Leistungsfähigkeit durch gezielte Werkstoffkombinationen sind hybride Verbindungen von Metallen und FVK oftmals unvermeidlich, um Komponenten miteinander zu verbinden. Moderne Verkehrsflugzeuge wie der Airbus A350 oder die Boeing 787 bestehen bereits zur Hälfte aus FVK, wobei die Verbindung von FVK-Bauteilen mit metallischen Strukturen über eine Vielzahl von Verfahren erzeugt werden kann.

Das Ultraschallschweißen ist eine innovative und vielversprechende Fügetechnologie für hybride Werkstoffsysteme aus Leichtmetallen und FVK, ohne die mechanischen Eigenschaften des FVK und damit das Leichtbaupotential zu beeinträchtigen. Das Verfahren ist kostengünstig und kann ohne Zusätze wie Klebstoffen, Nieten oder Bolzen realisiert werden. Die Erfassung und Bewertung relevanter Prozessparameter ermöglicht die Prozesssicherung im Betrieb [7]. Die Ultraschallschweißtechnologie zum Fügen von Leichtmetallen und FVK über stationäre Schweißverfahren wurde bereits intensiv untersucht und hochfeste Verbindungen aus Aluminium und FVK-Halbzeugen wurden erzeugt [8, 9]. Das Fügen rohrförmiger Metall/FVK-Verbindungen über einen kontinuierlichen Ultraschallschweißprozess wurde dagegen bislang nicht untersucht.

Im Rahmen dieser Arbeit wird erstmalig das kontinuierliche Metall-Ultraschallschweißen zur Verbindung von Leichtmetalllegierungen mit faserverstärkten Kunststoffen für den Einsatz im Hydrauliksystem eines Flugzeuges betrachtet. Die Substitution aktuell eingesetzter Titanrohre durch Rohre aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) ist aufgrund von geringerem

Gewicht und kostengünstigerem Material wirtschaftlich interessant und bietet durch die akustischen Eigenschaften zusätzlich die Möglichkeit, die Geräuschentwicklung zu reduzieren.

Die Verbindung von FVK-Rohren mit Titanfittings ist erforderlich, um Rohre im Hydrauliksystem des Flugzeugs untereinander und mit Aggregaten verbinden zu können. Mit dem Ziel, Schweißverbindungen zu erzeugen, die im Hydrauliksystem bei einem Druck von 5000 psi (350 bar) eingesetzt werden, wurden Ultraschallschweißanlagen und Prozessparameter für translatorisches Schweißen ebener und für das neuartige orbitale Schweißen rohrförmiger Fügepartner entwickelt. Geeignete Prozessparameter für Metall/FVK-Verbunde wurden anhand der erreichten mechanischen und der Mikrostruktur der hybriden Grenzfläche bewertet.

Das Ultraschallschweißen von Titan erfordert besonders robuste Sonotroden. Die Härte, die Festigkeit und die vergleichsweise geringe Wärmeleitfähigkeit bedeuten eine hohe mechanische und thermische Beanspruchung der Sonotrode. Gleichzeitig muss die Sonotrode mit hoher Amplitude von bis zu 50  $\mu\text{m}$  schwingen, um feste Verbindungen zwischen Metall und FVK erzeugen zu können. Im Rahmen dieser Arbeit wurden geeignete Sonotroden zum Verschweißen von Titan anhand einer Werkstoffauswahl, der Auslegung einer robusten Geometrie und der Strukturierung der Sonotrodenkoppelfläche betrachtet.

Übergeordnetes Ziel der Arbeit ist die Erzeugung hochfester Verbindungen zwischen einem Ti6Al4V-Fitting und einem CF-PEEK Rohr, dessen Festigkeit ausreicht, um in einem Hydrauliksystem eingesetzt werden zu können.

## 2 Grundlagen und Kenntnisstand

### 2.1 Werkstoffpaarungen und Fügeverfahren hybrider Werkstoffsysteme

Ökologische Richtlinien und ökonomische Interessen motivieren zu effizienter Nutzung von Ressourcen in der Produktion sowie zu hohen Wirkungsgraden im Betrieb von Produkten. Durch gezielte Kombination verschiedenartiger Werkstoffe und deren Eigenschaften kann die Leistungsfähigkeit eines Bauteils erhöht werden, die für den Fall eines möglichst leichten und steifen Bauteils in Abbildung 2-1 in Form eines Ashby-Diagramms dargestellt ist. [10]

Gezeigt ist der Elastizitätsmodul gängiger Werkstoffklassen als Funktion der Massendichte. Die Designlinien für einen Zugstab ( $E/\rho$ ), Biegebalken ( $E^{1/2}/\rho$ ) oder eine Biegeplatte ( $E^{1/3}/\rho$ ) mit dem Ziel, maximale Steifigkeit bei minimaler Massendichte zu erreichen, sind in Abbildung 2-1 angegeben. Über die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe (z.B. Titan und CFK) besteht die Möglichkeit, die Leistungsfähigkeit in Form des Verhältnisses zwischen Elastizitätsmodul und Massendichte weiter zu verbessern.

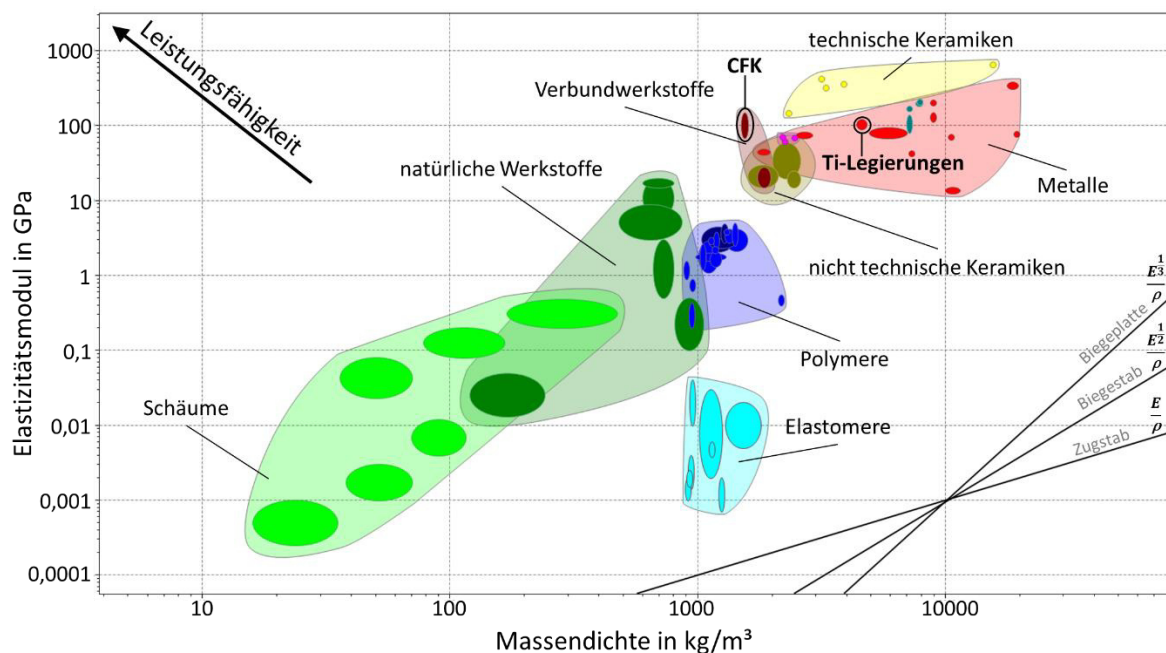


Abbildung 2-1: Übersicht des Elastizitätsmoduls im Bezug zur Massendichte gängiger Werkstoffklassen nach Ashby [11]

Ein hybrides Werkstoffsystem besteht aus mindestens zwei unterschiedlichen Werkstoffen bzw. Werkstoffklassen. Einsatz finden hybride Leichtbaustrukturen beispielsweise im Transportwesen. Hier wird vorrangig das Ziel verfolgt, die spezifische Steifigkeit oder Festigkeit gegenüber monolithischen Werkstoffen zu erhöhen und dadurch Gewicht zu reduzieren [12,

13]. Auch die Kombination funktioneller Eigenschaften, zum Beispiel thermische oder elektrische Leitfähigkeit, kann die Leistungsfähigkeit eines Bauteils erhöhen.

Hybride Werkstoffsysteme für Leichtbauanwendungen im Transportwesen, vor allem im Automobilbereich und der Luftfahrt, bestehen oft aus Kombinationen von Metallen mit faserverstärkten Kunststoffen.

Stähle, Aluminium- oder Titanlegierungen sind potentielle Werkstoffe für eine hybride Verbindung mit FVK. Im Vergleich zu anderen FVK weist CFK besonders hohe spezifische Steifigkeiten und Festigkeiten auf [14]. Titanlegierungen eignen sich auf Grund der hohen spezifischen Festigkeit und eines hohen Korrosionswiderstands besonders als Verbundpartner, die direkt mit CFK verbunden werden können, ohne das Risiko einer Kontaktkorrosion eingehen zu müssen [15]. Kostengünstigere Alternativen stellen Stahl in Bezug auf die spezifische Steifigkeit und Aluminiumlegierungen in Bezug auf die spezifische Festigkeit dar [11].

Zur Verbindung der Halbzeuge zum hybriden Werkstoffsystem können kraft-, form-, oder stoffschlüssige Fügeverfahren eingesetzt werden. Kraft- und formschlüssige Verfahren können unter dem Begriff der mechanischen Fügeverfahren zusammengefasst werden [16].

Die Werkstoffeigenschaften und die Geometrie der Fügepartner schränken die anwendbaren Fügeverfahren ein, weshalb die Auswahl anwendungsspezifisch durchgeführt wird. Die mechanische Verbindung der Fügepartner kann beispielsweise durch Nieten oder Schrauben erfolgen, aber auch durch Übermaßpassung, durch Pressen oder Umspritzen [1, 17]. Die Verbindung über Schrauben, Bolzen oder Nieten erfordert Bohrungen in den Bauteilen, die lokale Spannungserhöhungen verursachen. Das Bauteil muss daher an diesen Stellen dementsprechend ausgelegt werden, was in der Regel mit einer höheren Bauteilmasse einhergeht. Auch hier besteht eine Vielzahl möglicher Verbindungsmethoden. Abbildung 2-2 zeigt beispielhaft eine Bolzenverbindung für ein CFK/Titan-Laminat.



Abbildung 2-2: Bolzenverbindung aus CFK/Titan-Laminaten für Anwendungen in der Luftfahrt [18]

Zu den stoffschlüssigen Fügeverfahren gehören beispielsweise das Schweißen oder das Kleben. Beim Kleben werden die Fügepartner mit Hilfe eines Zusatzstoffes, in der Regel eines Polymers, adhäsiv miteinander verbunden. Nahezu alle Werkstoffe lassen sich durch Kleben miteinander verbinden, wobei eine Kombination unterschiedlicher Werkstoffe oder sogar Werkstoffklassen üblich ist, ohne die Fügepartner durch hohe Temperaturen zu beanspruchen. Auch geometrisch gibt es keine Einschränkungen bezogen auf die Bauteildicke. Das Kleben bietet eine hohe Flexibilität, ist aber nur bedingt kontrollierbar und durch das Aushärten zeitintensiv. Zudem hängt die Verbundfestigkeit maßgeblich von der Vorbehandlung der Oberflächen ab und wird durch äußere Einflüsse wie Feuchte und Temperatur beeinflusst. [19]

Das Schweißen wird nach DIN 1910-100 definiert als „Fügeprozess, bei dem zwei oder mehr Teile verbunden werden, wobei eine Kontinuität der Werkstoffe der zu verbindenden Teile hergestellt wird, unter Anwendung von Wärme oder Kraft oder beiden und mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoff“ [20]. Auf Grund unterschiedlicher Schmelzpunkte der Werkstoffe ist das Schmelzschweißen artfremder Werkstoffe eine Herausforderung. Insbesondere Laser-, Induktions-, Reib-, oder Ultraschallschweißverfahren eignen sich zur Verbindung verschiedenartiger Werkstoffe, zum Beispiel Metall mit CFK, da bei diesen Verfahren weniger Wärme in die Werkstücke eingebracht wird und die Fügepartner dabei gar nicht oder nur lokal aufgeschmolzen werden [1]. Laser- und Induktionsschweißen nutzen die Wärmeentwicklung durch den Schweißprozess, um das Polymer aufzuschmelzen und eine adhäsive Verbindung zu erzeugen [21]. Beim Reib- und Ultraschallschweißen wird die Verbindung durch eine Relativbewegung der Fügepartner erzeugt, wobei der obere metallische Fügepartner plastisch verformt wird und die Kombination aus Stoff- und Formschluss ermöglicht [4, 22, 23]. Vor allem für Multi-Materialverbindungen, z.B. Metalle mit CFK, ist das Ultraschallschweißen eine vielversprechende Technologie und wurde bereits erfolgreich untersucht [9, 23 bis 26].

### **2.2 Ultraschallschweißverfahren und industrielle Anwendung**

Schall im Frequenzbereich von 16 kHz bis 1 GHz wird als Ultraschall bezeichnet [27]. Ultraschall mit geringer Intensität wird zur zerstörungsfreien Charakterisierung der Eigenschaften eines Systems eingesetzt. Ultraschall mit hoher Intensität, auch Hochleistungultraschall genannt, ist in der Lage, die Eigenschaften eines Systems langfristig zu verändern [28, 29]. Nachdem Hochleistungultraschall zunächst eingesetzt wurde, um die Korngröße beim Erstarren einer Schmelze, beim Löten sowie beim Widerstandsschweißen klein zu halten, wurde in den 1950er Jahren das Kunststoffultraschallschweißen und wenig später das Metallultraschallschweißen entdeckt [30].



Die Verbundqualität wird durch die Wahl der Prozessparameter bestimmt, deren Kombination an die jeweilige Anwendung und an die Fügepartner angepasst werden muss. Die Prozessgrößen werden in werkstoff- und prozesseitige Parameter unterschieden. Abbildung 2-3 zeigt die einflussreichsten Prozessparameter in der Übersicht.

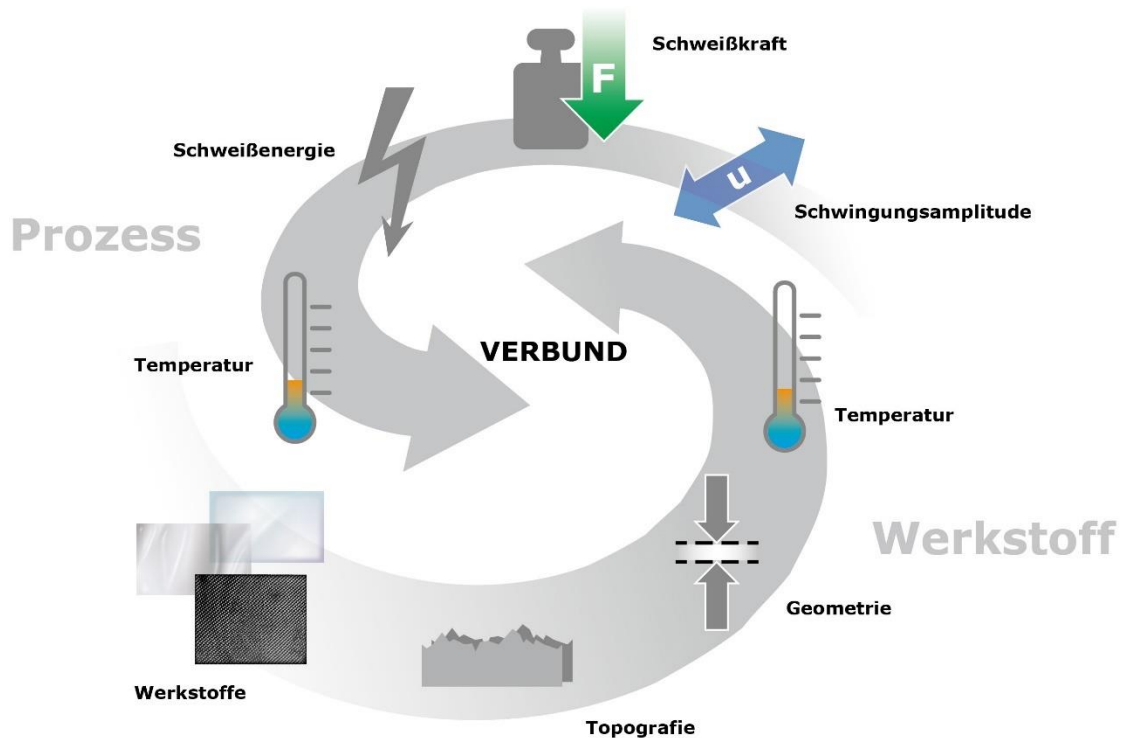


Abbildung 2-3: Überblick über prozesseitige und werkstoffseitige Prozessparameter am Beispiel einer M-USS geschweißten Metall/CFK-Verbindung [26]

Der Aufbau eines typischen Schwingungssystems für das Ultraschallschweißen ist in Abbildung 2-4 dargestellt. Der piezoelektrische Konverter wandelt die hochfrequente elektrische Spannung in eine mechanische Bewegung um. Ein oder mehrere Booster dienen dabei der akustischen Übersetzung der Wegamplitude [31]. Je nach geometrischen Verhältnissen kann die Eingangsamplitude (1) erhöht oder verringert werden.

In Abbildung 2-4 haben sowohl der Booster als auch die Sonotrode eine akustische Übersetzung, welche eine Erhöhung der Eingangsamplitude bewirkt. Die Bauteile werden an den Punkten der maximalen Auslenkung (Punkte 1 und 3) miteinander verbunden. In den Nulldurchgängen (Punkte 2 und 4) kann das Schwingungssystem rückwirkungsfrei gelagert werden, da das Schwingungssystem an diesen Punkten keine Auslenkung aufweist [32].

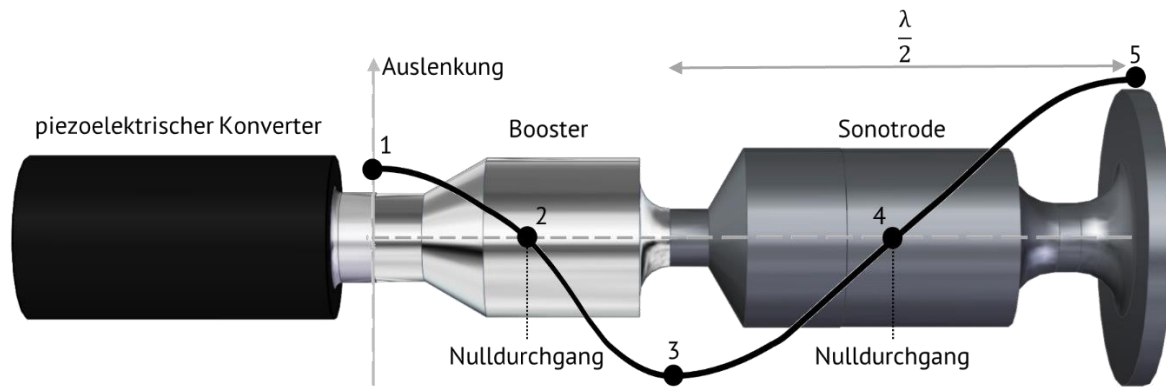


Abbildung 2-4: Aufbau und Verlauf der Auslenkung entlang des Schwingungssystems am Beispiel einer US-Rollnahtschweißanlage

Moderne Konverter erzeugen die Schwingung mit Hilfe des inversen piezoelektrischen Effekts. Eingesetzt werden dafür in der Regel vorgespannte Blei-Zirkonat-Titanat (PZT) Keramiken. Die Versorgung des Konverters mit elektrischer Energie erfolgt durch den Generator, der die Netzfrequenz von 50 Hz in Frequenzen von 15 bis 300 kHz umwandelt und dabei eine Leistung von bis zu 15 kW bereitstellt. [8, 24, 29, 33]

Während der Oszillation des Schwingungssystems wird eine konstante Amplitude durch die kontinuierliche Messung der Impedanz der Keramiken und entsprechender Regelung der Energieversorgung gewährleistet. Des Weiteren werden der Generator und der Konverter mit Hilfe einer Notfallabschaltung vor Überlast geschützt, indem die Energieversorgung bei Überschreiten eines Leistungslimits unterbrochen wird. [34]

Das Ultraschallschweißen (USS) wird industriell genutzt, um thermoplastische Kunststoffe oder weiche Nichteisenmetalle miteinander zu verbinden [35]. Grundsätzlich werden beim USS zwei Varianten unterschieden: Das Metall-USS (M-USS) und das Kunststoff-USS (K-USS). Die Schweißverfahren unterscheiden sich in der Bewegungsrichtung der Sonotrode in Bezug auf die Anpresskraft der Sonotrode. Beim Kunststoff-USS wirken Schweißkraft und Bewegungsrichtung parallel, beim Metall-USS orthogonal zueinander. Häufig wird auch die transversale Schwingung für Kunststoff-USS und die longitudinale Schwingung für Metall-USS angegeben [8, 24, 36]. Sowohl das K-USS als auch das M-USS werden in verschiedenen Prozessvarianten betrieben. Das M-USS wird in das Metall-Punkt-Ultraschallschweißen (M-P-USS), Metall-Torsions-Ultraschallschweißen (M-T-USS), und Metall-Rollnaht-Ultraschallschweißen (M-R-USS) unterteilt [7]. Die Schwingrichtungen des M-P-USS und des M-R-USS sind dabei identisch.

Beim Kunststoff-USS ist die Klassifizierung der Prozessvarianten nicht eindeutig. Prinzipiell kann in Kunststoff-Punkt-Ultraschallschweißen (K-P-USS) und Kunststoff-Rollnaht-Ultraschallschweißen (K-R-USS) unterschieden werden. Dennoch kann ein US-Punktschweißprozess beim Kunststoff-USS auch zum kontinuierlichen Verschweißen durchgehender Nähte eingesetzt werden, beispielsweise zum Verbinden von Folien (Ulrich Vogler, Herrmann Ultraschall GmbH & Co. KG, persönliche Mitteilung, 28.11.2018). Ein torsionaler K-USS Prozess ist aufgrund der Schwingrichtung per Definition nicht möglich, wird aber dennoch genutzt, um Kunststoffe miteinander zu verschweißen [37]. Abbildung 2-5 zeigt die Prozessvarianten des M-USS am Beispiel einer hybriden Metall/CFK-Verbindung.

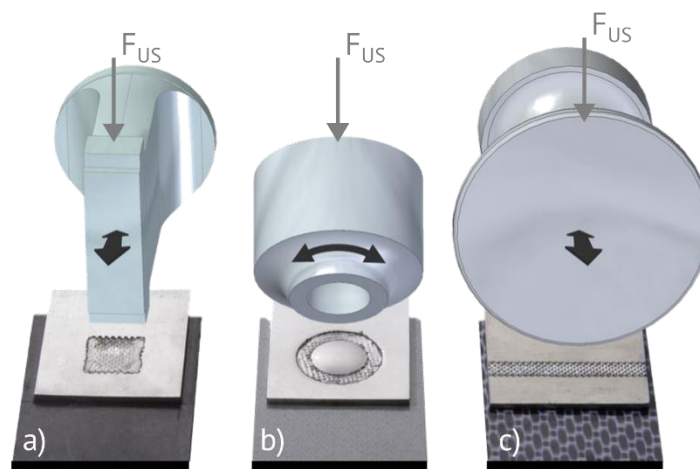


Abbildung 2-5: Prozessvarianten des M-USS inklusive, der jeweiligen Schwingrichtung (schwarz) und der Schweißkraft  $F_{US}$  (grau) a) M-P-USS b) M-T-USS c) M-R-USS [7]

Sowohl das punktförmige als auch das torsionale Schweißverfahren sind stationäre Fügeprozesse, bei denen die Sonotrode und die Fügepartner ortsfest bleiben. Verbindungen elektronischer Leitungen und Bauteile werden häufig mittels M-P-USS erzeugt. Rotationssymmetrische Bauteile, beispielsweise Airbag Sprengkapseln, werden mit torsionalem USS verschlossen. [38]

Mittels M-R-USS können durchgehende, mediendichte Endlosverbindungen erzeugt werden. Die M-R-USS Sonotrode ist rotationssymmetrisch, drehbar gelagert und rollt schwingend auf dem oberen Fügepartner ab. M-R-USS wird beispielsweise konventionell eingesetzt, um Solarthermieabsorber (Al/Cu, Al/Al) mit den zugehörigen Rohren oder dünne Metallbleche (Al/Al, Al/Cu) miteinander zu verbinden, wie in Abbildung 2-6 am Beispiel eines M-R-USS geschweißten Absorbers einer Solarthermieanlage abgebildet ist. [39]

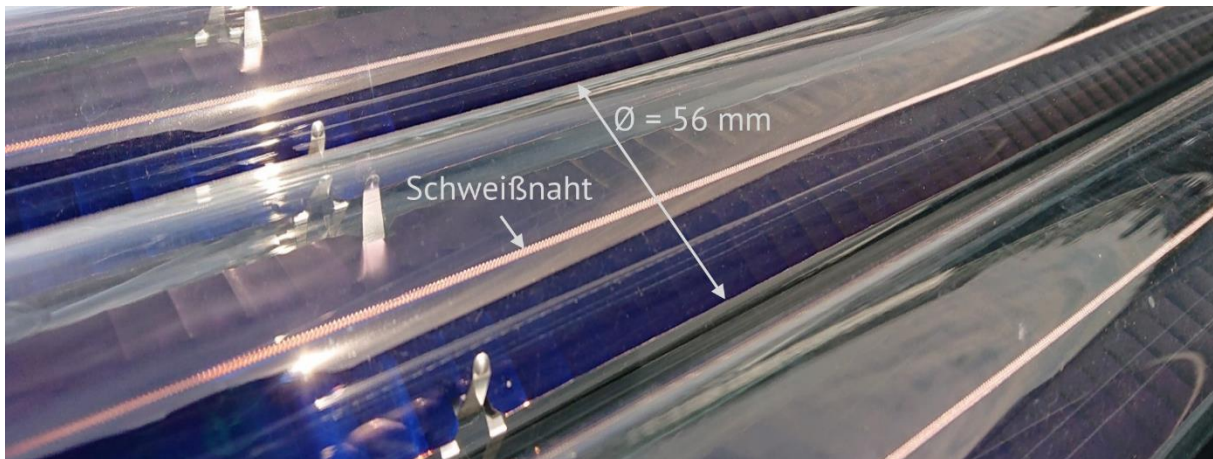


Abbildung 2-6: Schweißnaht eines kontinuierlich Metall-Ultraschall geschweißten Wärmeleiters (Cu-Blech/Cu-Rohr) einer Solarthermie Voll-Vakuurröhre auf dem Dach des „Futuriums“ in Berlin (Reinhold Weiser, Akotec mbH, persönliche Mitteilung, 21.05.2020)

Eine weitere Anwendung ist die Herstellung von artgleichen Metall-Rohren mit einer Schweißnaht parallel zur Rohrachse oder von hybriden Mehrschichtrohren aus Aluminium und Polyethylen (PE) [40, 41].

Die kontinuierliche Bewegung der Sonotrode ermöglicht die zuvor erwähnte endlose Verbindung der Fügepartner, stellt allerdings eine Herausforderung dar, da die Sonotrode dauerhaft beansprucht wird. Zudem lässt sich durch den kontinuierlichen Prozess keine Haltezeit realisieren, wie es beim Verschweißen von Metall/CFK-Verbindungen üblich ist, um die Matrix erstarren lassen zu können, während die Schweißkraft noch anliegt.

Die Schweißenergie wird bei stationären Verfahren häufig als Kriterium für die Beendigung der Schweißung verwendet. Eine vergleichbare Größe beim kontinuierlichen Ultraschallschweißen ist die Geschwindigkeit der Sonotrodenbewegung. Eine hohe Geschwindigkeit bedeutet eine geringere Energieeinbringung. [39, 42]

Zum K-USS sind Bauteile aus amorphen oder teilkristallinen Thermoplasten gut geeignet [43]. Kurze Prozess- und Haltezeiten von meist weniger als einer Sekunde sind ein großer Vorteil des K-USS gegenüber anderen Verfahren wie dem Kleben oder Heißsiegeln [33]. Verschließen und Versiegeln von Verpackungen im Konsumbereich sind das Hauptanwendungsgebiet des K-USS. Die induzierte Schwingung führt zu einer Reibung zwischen den Polymerketten des Kunststoffes und dadurch zu einer Erwärmung bis zum Schmelzpunkt. Durch die dynamische Anregung der Schmelze verbinden sich die Fügepartner auf molekularer Ebene und erstarren

zu einer robusten Verbindung. [44, 45] Die Prozesssicherheit des Ultraschallschweißens gegenüber dem Heißsiegeln ermöglicht eine Reduktion des Ausschusses von 10% auf 0,05% [46]. Meist arbeiten K-USS Anlagen sowohl in stationären als auch kontinuierlichen Prozessen mit fixierter Sonotrode. Neben dem Einsatz in der Verpackungsindustrie werden auch viele Bauteile im Automobilbereich oder Textilien ultraschallgeschweißt [38]. Abbildung 2-7 zeigt K-USS geschweißte Verbindungen a) eines Getränkebehälters, b) einer Halterung für eine Scheinwerferreinigungsanlage im Automobil und c) eines Mund-Nasen-Schutzes.



Abbildung 2-7: Kunststoff-Ultraschallgeschweißte Verbindungen a) eines Getränkebehälters (Polyester/Al/Polyethylen), b) einer Halterung für eine Scheinwerferreinigungsanlage im Auto (Polpropylen (Heidi Ochs, Sonotronic Nagel GmbH, persönliche Mitteilung, 18.08.2020) und c) einer Gesichtsmaske (Bänder: Polyester 85% und Spandex 15%, Maske: Polypropylen (Stephanie Hübner, Ampri mbH, persönliche Mitteilung, 07.07.2020)), (a und b mit freundlicher Genehmigung der Sonotronic Nagel GmbH)

Verbindungen dünnwandiger Nichteisenmetalle mittels Metall-USS sind industriell etabliert. Thermische und elektrische Leitfähigkeit sind bei ultraschallgeschweißten Verbindungen besonders hoch [29]. Das Metall-USS von Aluminium- und Kupferlegierungen prosperiert gerade äquivalent zum wachsenden Markt der Lithium-Ionen Batterien [47]. Hier wird die positive Aluminium-Anode mit der negativen Kupfer-Kathode zu einer hybriden Verbindung verschweißt [48, 49].

Ein vielversprechendes Potential dieses Verfahrens gegenüber anderen Fügeverfahren ist die stoffschlüssige Verbindung verschiedenartiger Werkstoffe, beispielsweise Metalle mit faserverstärkten Kunststoffen, Gläsern oder Keramiken. [25, 39, 50 bis 55]

Verbindungsmechanismen und Verbundfestigkeiten sowie eine Änderung der Mikrostruktur durch den Schweißprozess ultraschallgeschweißter Multimetallverbindungen, beispielsweise aus Aluminium-, Kupfer-, Magnesium- oder Titanlegierungen, wurden untersucht. Gängigen

Annahmen zufolge entsteht die Verbindung von Metallen in fester Phase und ist in mehrere Teilvorgänge unterteilt. Die Sonotrode versetzt den sonotrodenseitigen (meist oberen) Fügepartner in Schwingung und übt gleichzeitig eine Kraft in Richtung des unteren Fügepartners aus. Dadurch reiben zunächst die Rauheitsspitzen der Fügepartner aufeinander. Durch Abscheren der Rauheitsspitzen wird die Kontaktfläche der Fügepartner erhöht und eine lokale plastische Scherdeformation tritt infolge der Relativbewegung auf. Dadurch werden die metallischen Oberflächen angeglichen, Oxidschichten lokal aufgebrochen und zerkleinert. Durch den resultierenden juvenilen Kontakt entsteht eine metallurgische Verbindung der Metalle. Die plastische Verformung der metallischen Oberflächen verursacht zudem einen mechanischen Formschluss der Fügepartner. Einige Untersuchungen zeigen auch mechanische Verzahnungen und „Verwirbelungen“ aufgrund plastischer Verformung sowie intermetallischen Phasenausscheidungen nahe des Fügebereichs.

Der Verbindungsmechanismus einer ultraschallgeschweißten Metall/Metall-Verbindung ist in Abbildung 2-8 schematisch dargestellt. [28, 38, 56 bis 61]

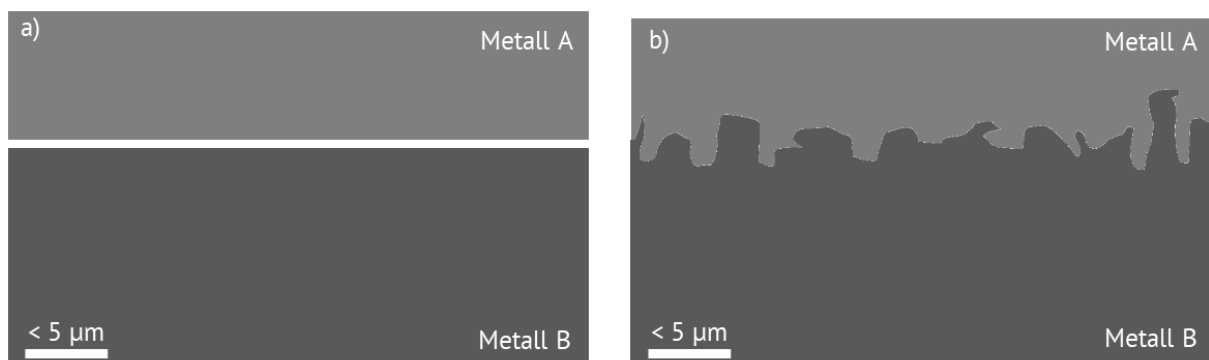


Abbildung 2-8: Schematischer Verbindungsmechanismus einer ultraschallgeschweißten Metall/Metall-Verbindung a) im Ausgangszustand und b) verschweißt [28, 38, 56 bis 58, 60, 61]

Untersuchungen zur Mikrostruktur zeigen eine Veränderung der Korngröße aufgrund des Schweißprozesses und der damit einhergehenden plastischen Verformung und hohen Temperaturen. In Abhängigkeit der Schweißenergie wurden gegenüber dem Ausgangszustand sowohl verfeinerte als auch vergrößerte Kornstrukturen beobachtet. [62 bis 69]

Hybride Verbindungen zwischen Metallen und Gläsern oder Keramiken können ebenfalls mittels Metall-USS erzeugt werden. Auf Grund der Sprödigkeit von Gläsern und Keramiken ist

der Ultraschallschweißprozess hier eine besondere Herausforderung. Eine präzise Prozessregelung und eine dünne Zwischenschicht aus weicherem Metall, zum Beispiel reinem Aluminium, sind für die Verbindung förderlich. [25, 39, 50, 66, 70]

Erste Machbarkeitsstudien zur Verbindung von Metallen mit faserverstärkten Kunststoffen (FVK) mittels Ultraschallschweißen wurden parallel mit dem Metall- und Kunststoff-Ultraschallschweißprozess durchgeführt. Metall-USS gefügte Verbunde zeigten dabei höhere Festigkeiten, da aufgrund der Druckschwellbeanspruchung durch die Schwingrichtung beim K-USS die Glasfasern beschädigt werden. Eine Verbesserung der Faseranbindung, und damit auch der Festigkeit, durch eine Zwischenschicht aus Reinaluminium wurde festgestellt. Erfolgreich ultraschallgeschweißte Verbindungen aus Metall mit Glasfasergelegen ohne Matrix sowie mit duroplastischer Matrix belegten die direkte Verbindung von Metall und Faser. [25, 70]

In weiterführenden Versuchsreihen wurden hybride Verbindungen aus Metall und CFK mit thermoplastischer Matrix geschweißt. Ausführliche Untersuchungen zeigten ebenfalls eine Anbindung der Kohlenstofffaser an das Metall, bei der die Fasern bis zu einigen Mikrometern in den metallischen Fügepartner eindringen [23]. Deutliche Festigkeitssteigerungen konnten durch eine Vorbehandlung der Oberflächen erzielt werden, bei der die bestehende Oxidschicht entfernt wird [9]. Der Verbindungsmechanismus hängt von der Matrix des FVK ab. Generell wird beim M-USS von Metall mit FVK die Schweißenergie über den metallischen Fügepartner eingebracht. Durch die Relativbewegung der Fügepartner entsteht Wärme, die zu einem lokalen Aufschmelzen der thermoplastischen Matrix führt. Im weiteren Verlauf wird die Matrix aus der Fügezone verdrängt, sodass die Fasern in direkten Kontakt mit dem Metall treten können [24, 50].

Der Verbindungsmechanismus eines Metalls mit einem FVK mit thermoplastischer Matrix, wie Polyetheretherketon (PEEK), Polypropylensulfid (PPS) oder Polyamid (PA) ist in Abbildung 2-9 schematisch dargestellt.

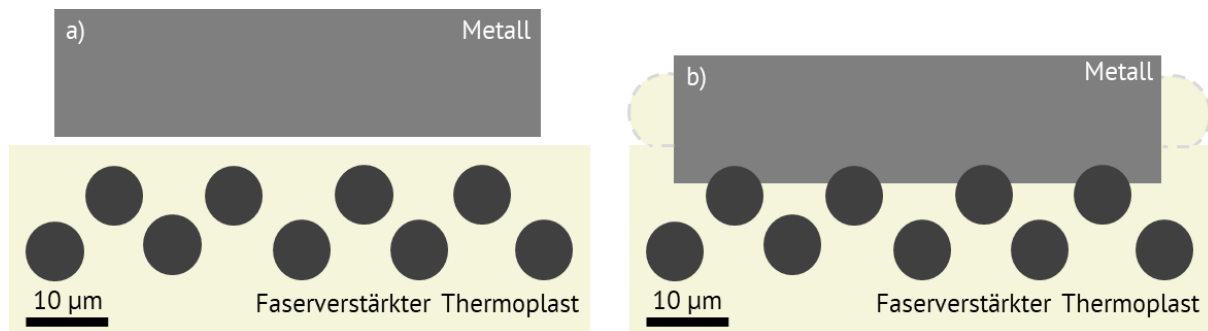


Abbildung 2-9: Schematischer Verbindungsmechanismus einer ultraschallgeschweißten Metall/FVK-Verbindung a) im Ausgangszustand und b) verschweißt [9, 23 bis 26]

Durch das Aufschmelzen der thermoplastischen Matrix nähern sich Metall und C-Faser. Eine Verzahnung durch die plastische Verformung des Metalls sowie das Eindringen der Fasern in das Metall führen zu hohen Verbundfestigkeiten. Die dabei verdrängte thermoplastische Matrix ist durch den Bereich innerhalb der gestrichelten Linien dargestellt (Abbildung 2-9 b). [9, 23 bis 25]

Beim Verschweißen von Metall und CFK mit duroplastischer Matrix wird letztere mechanisch aufgebrochen oder thermisch zersetzt, bis die Fasern freiliegen [70]. Im Vergleich zu Metall/CFK-Verbunden mit thermoplastischer Matrix ist die Verbundfestigkeit bei duroplastischer Matrix geringer. Eine thermoplastische Zwischenschicht kann allerdings zu höheren Verbundfestigkeiten führen [36].

Im Rahmen einer Diplomarbeit wurden cp-Ti und Ti6Al4V mit CF-PEEK und CF-PPS ultraschallgeschweißt. Eine Faseranbindung an das Metall konnte aber nur an wenigen Stellen festgestellt werden [71].

Eine plastisch verformbare thermoplastische Matrix bietet jedoch die Möglichkeit, einen makroskopischen Formschluss mit einem strukturierten metallischen Fügepartner zu erzeugen. Untersuchungen mit strukturiertem Titanblech in Form von Pins zeigten eine Erhöhung der Festigkeit gegenüber glatten Referenzproben durch eine Verankerung der Pins im Fasergewebe [72].

Die mechanischen Eigenschaften ultraschallgeschweißter Verbindungen aus AlMg3 und AlCu4Mg1 mit CF-PA66 und CF-PEEK wurden ausführlich untersucht. Im quasistatischen Zugscherversuch zeigten die Verbunde eine rein elastische Dehnung bis zum Bruch. Plastische Verformung trat lediglich im metallischen Fügepartner auf. In Schwingfestigkeitsversuchen wurden Schwingfestigkeiten von ca. 30% der quasistatischen Zugscherfestigkeit für  $2 \cdot 10^6$  Lastzyklen ermittelt [73 bis 75].



### 2.3 Ultraschallschweißsonotroden

#### 2.3.1 Festkörperakustik

Schwingungen breiten sich in Festkörpern und Gasen über Dichteänderungen aus. Die Gasteilchen können sich dabei frei bewegen, dagegen sind im Festkörper alle Teilchen elastisch mit ihren Nachbarn verbunden. Anders als bei der Schallausbreitung im Gas wird ein Festkörper dabei elastisch verformt und es treten Normal- und Schubspannungen auf. [76, 77]

Oft wird durch gezielte Bauteilauslegung versucht, Lärm zu reduzieren, indem Schwingungen im hörbaren Frequenzbereich gehemmt werden. Hörbarer Schall wird überwiegend durch schwingende Festkörper erzeugt und liefert hauptsächlich die Motivation für Wissenschaft und Industrie, das Schwingverhalten von Festkörpern zu verstehen. [78]

Umgekehrtes gilt für den Fall des gewünschten Schalls, beispielsweise bei Musikinstrumenten oder dem Ultraschallschweißen [76, 77, 79]. Für das Ultraschallschweißen ist die Schwingung des Festkörpers selbst das entscheidende Phänomen, das die Verbindung mehrerer Fügepartner durch Relativbewegung an den Grenzflächen ermöglicht. Eine ausreichende Amplitude der mechanischen Schwingung der Sonotrode (Sonotrodenwegamplitude) ist dafür erforderlich. Um diese zu erzeugen, werden Wellen durch das Schwingungssystem übertragen und Schwingungsenergie in Form kinetischer und potentieller Energie durch alle Komponenten des Schwingungssystems in die Fügepartner geleitet. Abbildung 2-10 veranschaulicht den ortsabhängigen Zusammenhang der Auslenkung mit den charakteristischen Größen einer Schwingung anhand einer longitudinalen Dehnwelle. [76, 80]

Für Ultraschallschweißsonotroden ist vor allem der Zusammenhang des Verlaufes der Verschiebung, der mechanischen Spannung, der Energiedichte sowie die Wellenzahl des gesamten Bauteils interessant. Über die Geometrie der Booster und der Sonotrode kann die ortsabhängige Schwingungsenergiedichte beeinflusst werden. Dadurch lässt sich die Auslenkung an der Sonotrode unabhängig von der Eingangsamplitude erhöhen oder verringern [81], was technisch als akustische Übersetzung bezeichnet wird. Die resultierende mechanische Spannung wird im Hinblick auf ein potentielles Bauteilversagen berücksichtigt, und die Wellenzahl bzw. die Wellenlänge  $\lambda$  bestimmt die Betriebsfrequenz des Schwingungssystems. [41, 82, 83]

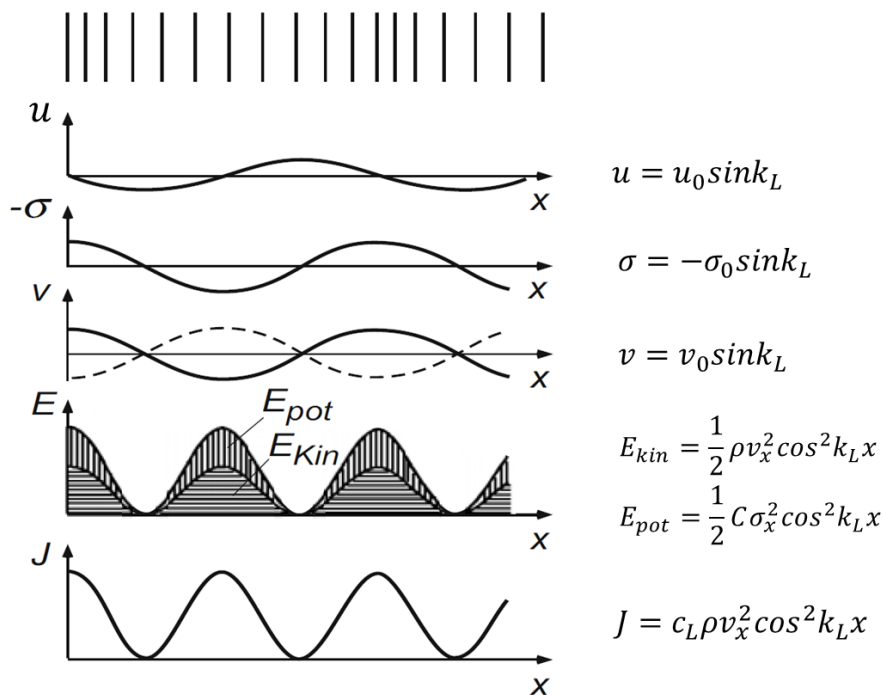


Abbildung 2-10: Ortsabhängige Größen einer longitudinalen Dehnwelle im Festkörper: Verschiebung  $u$ , Druckspannung  $\sigma$ , Phasengeschwindigkeit  $v$ , Energie  $E$  Intensität  $J$ . Die Massendichte  $\rho$ , die Wellenzahl  $k_L$ , die Schallgeschwindigkeit  $c_L$  die Geschwindigkeit  $v_L$  sind dabei konstant. Die Konstante  $C$  kann als longitudinale Steifigkeit bezeichnet werden. [76]

### 2.3.2 Auslegung von Ultraschallschweißsonotroden

Die Sonotroden werden je nach Ultraschallschweißverfahren typischerweise auf Eigenmoden einer longitudinalen Dehnwelle, transversalen Torsionswelle oder transversalen Biegewelle ausgelegt [76]. Abbildung 2-11 zeigt Moden eines Stabes einer longitudinalen Dehnwelle, einer transversalen Torsionswelle und einer transversalen Biegewelle im Ausgangszustand und ausgelenkt. Am häufigsten wird die longitudinale Dehnbewegung in Schwingrichtung genutzt, um Energie in die Fügezone einzubringen. Seltener wird die radiale Verformung, also die Änderung des Durchmessers, für kontinuierliche K-USS Prozesse genutzt. Torsionale Moden können auf Grund der Bewegungsform insbesondere für M-USS Verfahren eingesetzt werden (Ulrich Vogler, Herrmann Ultraschall GmbH & Co. KG, persönliche Mitteilung, 28.11.2018).

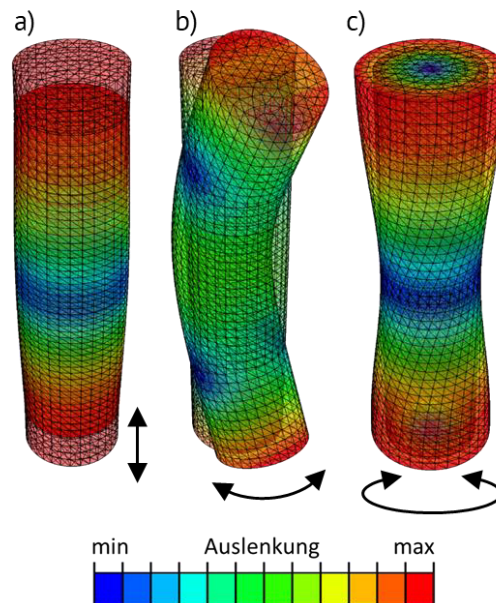


Abbildung 2-11: Typische Eigenmoden eines Stabs: a) longitudinale Dehnwelle b) transversale Torsionswelle und c) transversale Biegewelle [76]

Im Festkörper kommen keine reinen Transversal- oder Longitudinalwellen vor. Neben der longitudinalen oder transversalen Deformation des Festkörpers treten in Folge der Querkontraktion immer auch Deformationen in die beiden anderen Raumrichtungen auf [76, 77].

Voraussetzung für eine Ultraschallschweißsonotrode ist die Schwingung in Resonanz. Das heißt, die Welle wird an den Enden ideal reflektiert. In dem Fall wird von einer stehenden Welle gesprochen, die sich im verlustfreien Fall bereits bei beliebig schwacher Anregung einstellt. Die Geometrie der Sonotrode muss für eine Schwingung in Resonanz auf ganzzahlige Vielfache der halben Wellenlänge ausgelegt werden [76, 77, 84]. Das verlustfreie Schwingverhalten der Sonotrode hängt vom Elastizitätsmodul  $E$ , der Massendichte  $\rho$  und der Querkontraktionszahl  $\nu$  des Werkstoffs ab. Für die Wellenlänge eines Stabes mit longitudinaler Schwingung gilt [76, 77]:

$$\lambda = \sqrt{\frac{E}{1-\nu} \frac{1}{\rho(1-\nu-2\nu^2)}} f \quad (2.1)$$

Beim Ultraschallschweißen werden Frequenzen  $f$  von 20 bis 100 kHz eingesetzt, wobei jedes Schweißsystem eine feste Arbeitsfrequenz besitzt, auf die das Schwingungssystem ausgelegt werden muss. Die Einflüsse der Massendichte und des Elastizitätsmoduls auf die Wellenlänge und damit auf die Länge einer stabförmigen Sonotrode sind in Abbildung 2-12 dargestellt. Ty-

pische Querkontraktionszahlen von Metallen liegen im Bereich von 0,2-0,4 [27] und beeinflussen die Eigenfrequenz nur geringfügig. Daher werden die werkstoffspezifischen Querkontraktionszahlen dieser Betrachtung vernachlässigt. Die Massendichte hat im Bereich von 2-10 g/cm<sup>3</sup> den größten Einfluss auf die Wellenlänge.

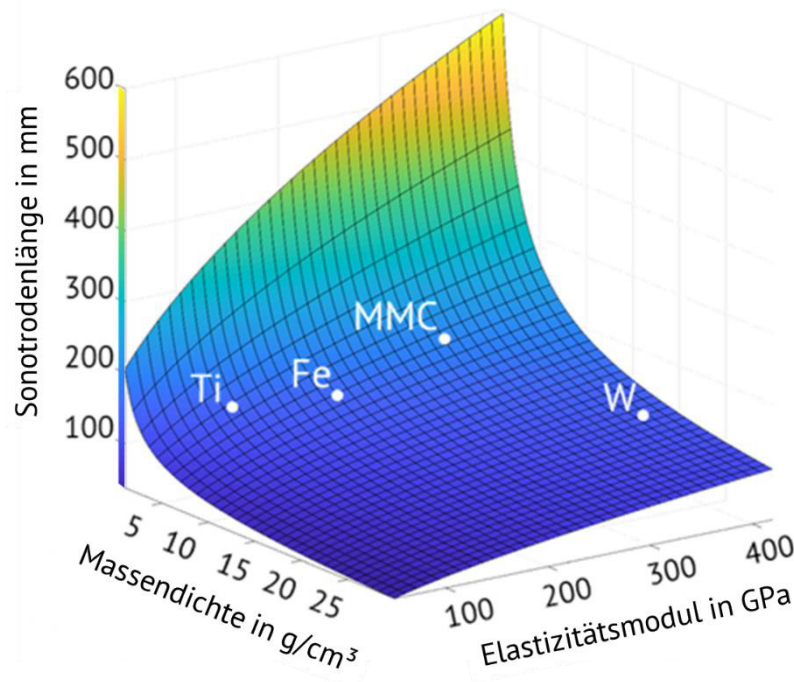


Abbildung 2-12: Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls und der Massendichte auf die Länge einer stabförmigen Sonotrode bei einer Querkontraktionszahl von 0,3

Vor allem Rollnahtsonotroden sind in der Regel Mehrmassenschwinger. Das heißt, dass die Masse nicht gleichmäßig über die Geometrie verteilt ist und sich die Abschnitte verschiedener Massen bei einer realen Sonotrode nicht genau diskretisieren lassen [80]. Daher werden die Bewegungsgleichungen entlang der Schwingungsrichtung numerisch mittels FEM gelöst und die Eigenfrequenzen über die Lösung der frequenzabhängigen Bewegungsgleichung bestimmt. Selbst ideale Festkörper schwingen nicht verlustfrei. Bei der Auslenkung eines Festkörpers übertragen die angeregten Atome von der Schwingungsquelle aus Schwingungen an ihre Nachbaratome, die so ebenfalls angeregt werden. Die Schwingungsenergie verteilt sich so über alle Atome des abgeschlossenen Festkörpers. Durch Auslenkung der Atome dissipiert Energie in Form von Wärme im gesamten System [85, 86], was allgemein als Dämpfung bezeichnet wird. Das Dämpfungsverhältnis  $D$  wird auch als Verlustmodul  $G''$  bezeichnet und ist eine frequenzabhängige Werkstoffkenngröße [87, 88]. Zu den Verlusten durch die Auslenkung der Atome

kommt die Dämpfung der Schwingung durch Imperfektionen im Festkörper, an denen die Wellen gestreut werden, oder durch eine Verzerrung des Kristallgitters [89]. Die Eigenfrequenz ändert sich durch die Dämpfung  $D$  zu [90].

$$\omega_d = \omega\sqrt{1 - D^2} \quad (2.2)$$

Die Eigenfrequenz der geforderten Mode der Sonotrode muss im zulässigen Frequenzbereich des Konverters liegen, damit das Schwingungssystem kontrolliert angeregt werden kann. In der Regel ist dieser Frequenzbereich mehrere Hundert Hertz breit. Bezogen auf die Betriebsfrequenz von 20 kHz sind das allerdings nur wenige Prozent. Die Auslegung der Sonotrode auf die korrekte Frequenz ist daher eine der Herausforderungen bei der Sonotrodenentwicklung. Der Frequenzgang eines PZT-Elements ist in Abbildung 2-13 abgebildet.

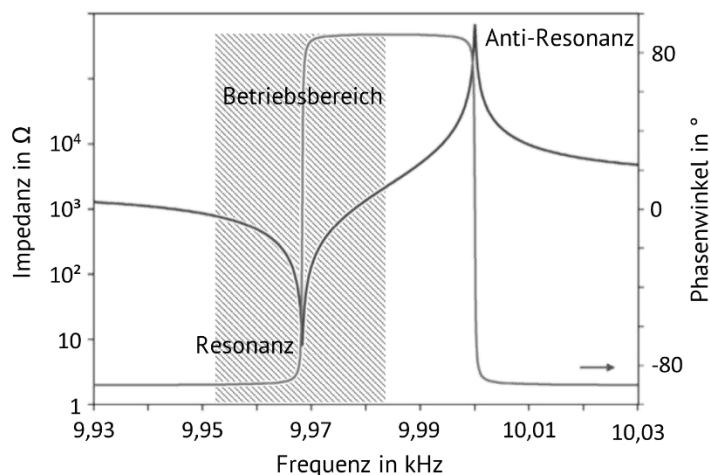


Abbildung 2-13: Impedanz und Phasenwinkel (Frequenzgang) eines Piezoaktors am Beispiel eines Quarzkristalls [91]

Der Frequenzbereich, in dem das Schwingungssystem betrieben werden kann, ist durch den grau schraffierten Bereich markiert. Im realen Schweißsystem liegt dieser Bereich bei wenigen hundert Hz um die Resonanzfrequenz. (Oktay Gültekin, Branson Ultraschall GmbH, persönliche Mitteilung, 17.03.2017)

Höhere Abweichungen von der Resonanzfrequenz verursachen einen höheren Leistungsbedarf. Übersteigt die Leistung einen bestimmten Grenzwert, schaltet der Generator ab [34].

Die Bestimmung des dynamischen Verhaltens eines Körpers oder einer Struktur erfolgt über die sogenannte Modalanalyse [90, 92]. Mit Hilfe der theoretischen Modalanalyse mittels FEM-

Berechnungen werden Sonotroden ausgelegt und nach der Herstellung mit einer experimentellen Modalanalyse charakterisiert, um die Eigenfrequenz (Modalfrequenz), das Dämpfungsverhältnis (Modaldämpfung) sowie die Modalform bestimmen zu können. Die rechnerische Bestimmung kann zur Vorhersage des dynamischen Verhaltens eines Bauteils genutzt werden. Mathematisch wird die Modalanalyse über die Lösung des Matrix-Eigenwertproblems eines Systems mehrerer Massen und Freiheitsgraden mittels linearer Störungstheorie durchgeführt [93]. Mit experimentellen Untersuchungen wird das Verhalten eines bestehenden Systems überprüft [94]. Dabei wird die Frequenzantwort einer angeregten Struktur in Form von Beschleunigung erfasst, wobei die Anregung über einen Impuls oder kontinuierlich erfolgen kann. Die Antwort der Struktur auf die Anregung wird in der Regel mit einem Beschleunigungssensor erfasst [90].

Aussagen über das Schwingverhalten einer Struktur können beispielsweise in der Automobil- oder Luftfahrtindustrie eingesetzt werden, um Geräuschquellen einer Karosserie oder eines Flügels zu identifizieren, aber auch für die Schadensdetektion kann die Modalanalyse eingesetzt werden. Bei der Auslegung von Ultraschallschweißsonotroden dient die theoretische Modalanalyse der Festlegung der Geometrie (siehe Kapitel 2.4). [78, 79, 95, 96]

Die experimentelle Modalanalyse wird zur Überprüfung der geforderten Eigenfrequenz sowie zur Bestimmung der Auslenkung bzw. der Sonotrodenwegamplitude verwendet. Ultraschallschweißsonotroden übertragen die notwendige Schweißenergie über die Sonotrodenkoppelfläche in die Fügezone. Dafür oszillieren Sonotroden nahe der Eigenfrequenz des Schwingungssystems, bestehend aus Konverter, Sonotrode und in der Regel einem oder mehreren Boostern. [38]

Typische Metall-Ultraschallschweißsonotroden sind in Abbildung 2-14 dargestellt.



Abbildung 2-14: Typische Metall-Ultraschallschweißsonotroden (mit freundlicher Genehmigung der Telsonic Ultrasonic AG)

In Abhängigkeit von der Anwendung muss die Sonotrode unterschiedliche Anforderungen erfüllen. Die Geometrie der Sonotrode, Beschaffenheit der Sonotrodenkoppelfläche und Werkstoffauswahl beeinflussen maßgeblich die Leistungsfähigkeit der Ultraschallschweißsonotrode zum ultraschallunterstützten Bohren (Ulrich Vogler, Herrmann Ultraschall GmbH & Co. KG , persönliche Mitteilung, 28.11.2018).

Die Geometrie der Fügepartner beeinflusst die Komplexität der Sonotrodengeometrie. Vor allem beim Kunststoff-Ultraschallschweißen kann die Geometrie der Sonotrode relativ komplex sein. Die Herausforderungen bei der Auslegung komplexer Sonotrodengeometrien ist eine gleichmäßige Verteilung der Amplitude über die Sonotrodenkoppelfläche, um eine einheitliche Schweißqualität sowie eine hohe Lebensdauer der Sonotrode zu gewährleisten. Eine ungleichmäßige Deformation kann zu lokal erhöhten mechanischen Spannungen und dadurch zu vorzeitiger Werkstoffermüdung führen [95, 97 bis 99]. Abbildung 2-15 zeigt die Deformation und die resultierenden mechanischen Spannungen nach von Mises einer komplexen K-USS Sonotrode zum Verschweißen von Fügepartnern mit der aufwändigen Freiformgeometrie eines Spielzeugelefanten.

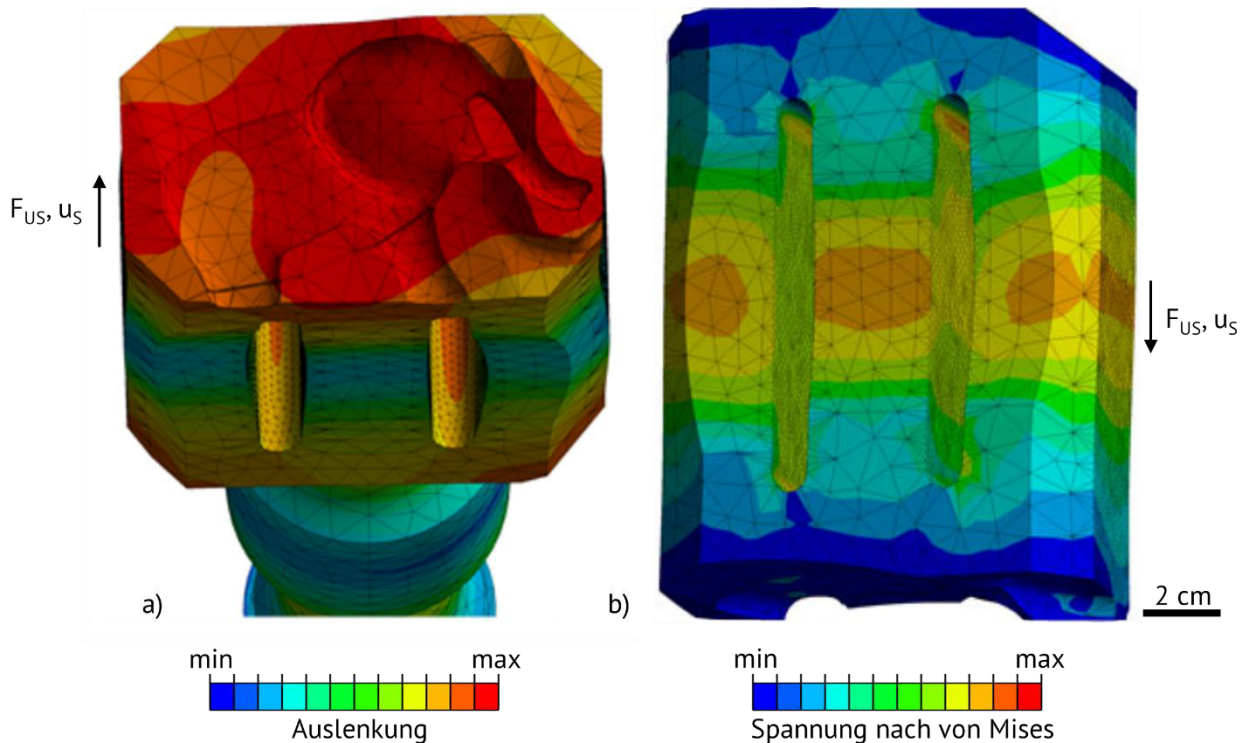


Abbildung 2-15: a) Deformation und b) resultierende mechanische Spannungen nach von Mises b) einer komplexen K-USS Sonotrode zum Verschweißen zweier Hälften in Form eines Spielzeugelefanten (mit freundlicher Genehmigung von Herrmann Ultraschall)

Sonotroden mit einer erfahrungsbasiert abgeschätzten Geometrie können während des Fertigungsprozesses auf die Arbeitsfrequenz gestimmt werden. Dafür werden nach der Fertigung die Eigenfrequenzen der Sonotrode gemessen und die Geometrie der Sonotrode so lange angepasst, bis die Eigenfrequenz im Toleranzbereich der Schweißanlage liegt [97]. Vor allem bei komplexeren Geometrien hat ein Festkörper sehr viele Eigenmoden. Die Frequenzen der geforderten Mode liegen daher oft nah zu benachbarten Moden. Dadurch kann beim Stimmen leicht die falsche Mode berücksichtigt werden. Außerdem können sich die Schwingformen der Moden, die nah bei einander liegen, zum Teil überlagern. [95, 99 bis 102]

Moden mit ähnlichen Eigenfrequenzen ( $\pm 1\%$ ) können dabei allerdings nicht unterschieden werden. Die Form der Schwingung kann ebenfalls nicht bestimmt werden. So kann es passieren, dass die Sonotrode zwar innerhalb des Frequenzganges des Schwingungssystems betrieben werden kann, aber nicht in der richtigen Modalform schwingt [103].

Die analytische Berechnung der Resonanzfrequenzen  $f$  erfolgt für Sonotroden mit geometrisch einfacher ortsabhängiger Verjüngung  $A(x)$  über die Lösung der Bewegungsgleichung (2.3) unter Berücksichtigung der Geschwindigkeit  $v$  und der Schallgeschwindigkeit  $c$  [82].



$$\frac{\delta^2 v}{\delta x^2} + \frac{\delta v}{\delta x} \frac{\delta}{\delta x} (\log_e A(x)) = \frac{1}{c^2} \frac{\delta^2 v}{\delta t^2} = - \frac{(2f\pi)^2 v}{c^2} \quad (2.3)$$

Die Verteilung der Phasengeschwindigkeit  $v$  über den Ort  $x$  hängt dabei von der Funktion der Verjüngung  $A(x)$  ab. Die Schallgeschwindigkeit  $c$  ist insbesondere von der Massendichte, dem Elastizitätsmodul und der Querkontraktionszahl des Werkstoffs abhängig. Für frei schwingende Stäbe mit endlicher Länge  $L$  gilt Gleichung (2.4) zur Berechnung der Frequenzen  $f$  zu den Eigenmoden  $k$  ( $0, 1, \dots, n$ ) [104].

$$f_k = (k + 1) \frac{c}{2L} \quad (2.4)$$

Auch die computerunterstützte Auslegung, beispielsweise über die Finite Elemente Methode, birgt Herausforderungen. Angaben des Werkstoffherstellers zu Werkstoffeigenschaften sind häufig ungenau und unterscheiden sich in Abhängigkeit von der Herstellungsladung (Ulrich Vogler, Herrmann Ultraschall GmbH & Co. KG, persönliche Mitteilung, 28.11.2018). Die meisten Sonotroden werden nach der Formgebung wärmebehandelt, um Härte und Festigkeit zu erhöhen. Durch die Wärmebehandlung ändert sich zumeist die Dämpfung und dadurch auch die Eigenfrequenz um 1-4% [105, 106]. Selbst Änderungen von 2% können bereits dazu führen, dass die Eigenfrequenz nicht mehr im zulässigen Frequenzbereich des Schwingungssystems liegt und die Sonotrode nicht betrieben werden kann. Um die Dämpfung bereits bei der Sonotrodenauslegung über analytische oder numerische Berechnungen zu berücksichtigen, sind ein hoher Rechenaufwand und genaue Werkstoffkennwerte erforderlich, da die Geometrie und das Werkstoffverhalten das Dämpfungsverhältnis der Sonotrode beeinflussen. Daher wird der Einfluss der Wärmebehandlung von Sonotrodenherstellern auf Basis von Erfahrungen abgeschätzt (Hannes Rittmeyer, Feintechnik Rittmeyer, persönliche Mitteilung, 07.08.2017). Der Einsatz neuer Werkstoffe ist dadurch eine Herausforderung [82, 95, 97].

Akademisch wurden Ultraschallschweißsonotroden bislang wenig untersucht. Eine umfassende Übersicht verfügbarer Werkstoffe für Sonotroden und Systeme für Konverter wurde in der Anfangszeit des Ultraschallschweißens von Neppiras et al. zusammengefasst [82]. Der Einfluss der Geometrie der Sonotrode auf die Eigenfrequenzen und akustische Übersetzungsverhältnisse wurden analytisch für verjüngte Sonotroden mit kreisförmigem Querschnitt berechnet (Abbildung 2-16) [82]. Später wurden Untersuchungen zum Einfluss der Sonotrodengeometrie auf

das Übersetzungsverhältnis und der mechanischen Spannungen stabförmiger Sonotroden veröffentlicht [32, 97, 107 bis 109].

Mechanische Spannungen sollten bei der Auslegung der Sonotrodengeometrie möglichst klein gehalten werden, das Übersetzungsverhältnis der Sonotrodenwegamplitude der Auslenkung ist vorzugsweise hoch. Die Maxima der mechanischen Spannung und der Auslenkung sind phasenversetzt, so dass beim Auslenkungsmaximum die Spannungen minimal sind. Ein höheres Übersetzungsverhältnis geht grundsätzlich mit einer höheren Spannung einher, die auch von der Geometrie der Verjüngung beeinflusst wird. Neppiras beschreibt bereits 1960 die Geometrieabhängigkeit der Verjüngung stabförmiger Sonotroden auf den analytisch berechneten Verlauf der Phasengeschwindigkeit sowie auf die mechanischen Spannungen. Einige weitere Veröffentlichungen behandeln geometrieabhängige Spannungsverläufe längs der Sonotrode und das Übersetzungsverhältnis für stabförmige, rotationssymmetrische Sonotroden mit Verjüngungen ähnlich zu Abbildung 2-16, die mittels FEM berechnet werden [32, 82, 107, 110]. Die höchste akustische Übersetzung bei kleinster resultierender Spannung zeigt eine Verjüngungsform, die einer Bezier-Kurve entspricht [32, 109, 110].

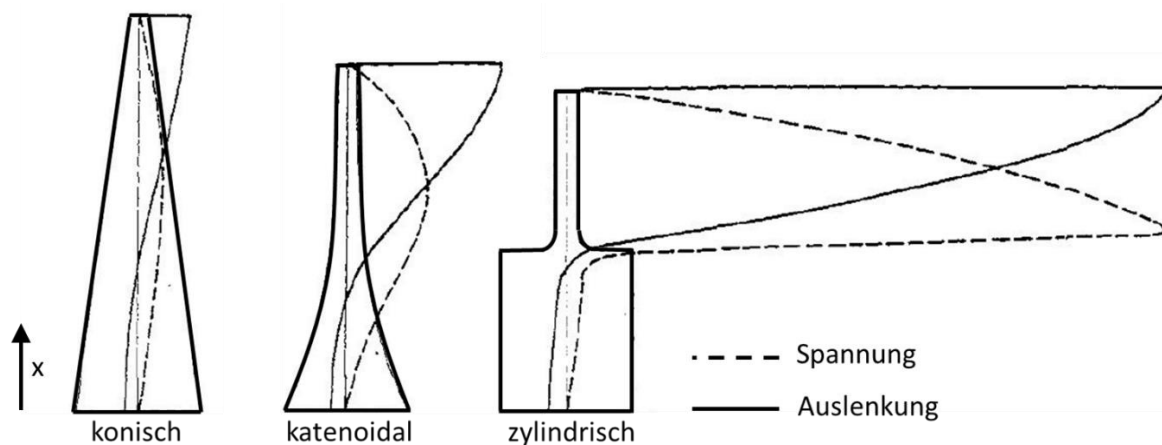


Abbildung 2-16: Verlauf der Phasengeschwindigkeit  $v(x)$  (durchgehende Linie) und der mechanischen Spannung  $\sigma(x)$  (gestrichelte Linie) in Schwingrichtung  $x$  in Abhängigkeit des Verjüngungsprofils [82]

Üblicherweise werden Ultraschallschweißsonotroden vom Hersteller anwendungsspezifisch entwickelt. Die Geometrien von M-USS Sonotroden sind innerhalb einer Variante (Punkt-, Rollnaht- oder Torsionsschweißen) sehr ähnlich. Die wesentlichen Unterschiede liegen hier im Bereich der Sonotrodenkoppelfläche. Geometrien von K-USS Sonotroden sind im Vergleich zu M-USS Sonotroden oft geometrisch aufwändiger. Der Bereich der K-USS Sonotrodenkoppelfläche ist häufig größer und an die komplexen Geometrien der Fügepartner angepasst. Daher

haben Unregelmäßigkeiten der Bewegung einen höheren Einfluss auf die Verbundqualität. Die Auslegung der Geometrie einer sogenannten Blocksonotrode hinsichtlich gleichmäßiger Amplitudenverteilung wurde von Cardoni et al. untersucht [111]. In Abbildung 2-17 a) wird deutlich, dass die Auslegung komplexer Geometrien eine Herausforderung ist. Eine gleichmäßige Verteilung der Amplitude im Bereich der Sonotrodenkoppelfläche bzw. der hier dargestellten Klingen ist nicht gegeben. Die beiden äußeren Klingen weisen eine hohe Verformung auf, wohingegen bei der mittleren Klinge keine Verformung erkennbar ist. Die Modalform, also das Profil der Verformung bei einer Eigenfrequenz, ist ebenfalls abhängig von der Geometrie der Sonotrode. Die Kombination mehrerer Modalformen zu einer neuen Form, wie einer torsionalen und einer longitudinalen Modalform, kann zum einen auf Grund einer sogenannten modalen Degeneration oder der modalen Kopplung verursacht werden (Abbildung 2-17 b,c). Eine degenerierte Mode hat dabei eigene Eigenwerte, die genau dieses Verformungsprofil beschreiben. Bei einer modalen Kopplung ist der Frequenzunterschied mehrerer Moden (hier torsional und longitudinal) klein. Bei realer Anregung werden daher beide Moden angeregt und die Modalformen überlagern sich zu einer Form, die Anteile beider Modalformen enthält. [95, 98, 112]

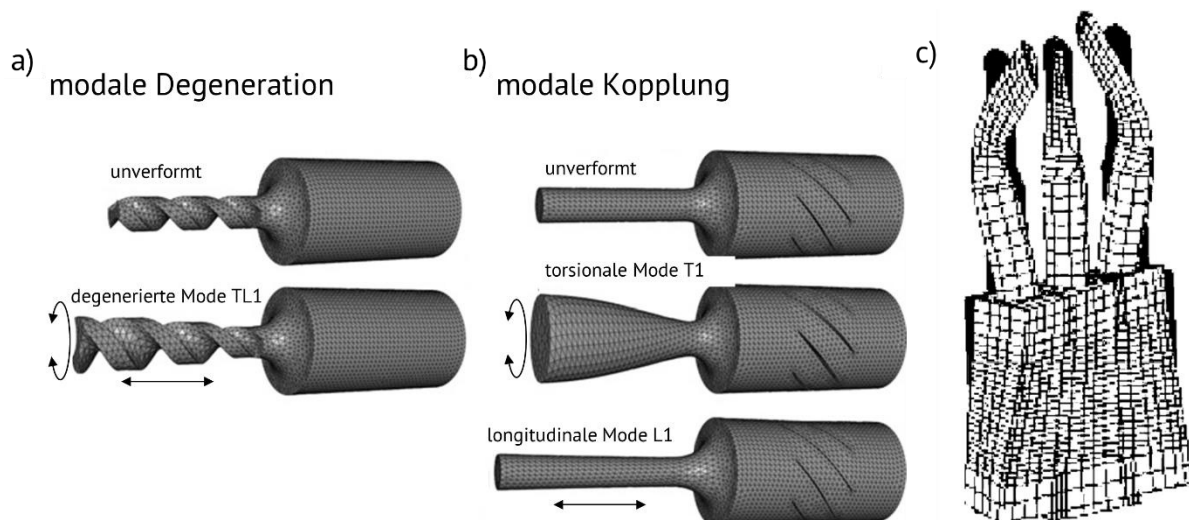


Abbildung 2-17: Modale Schwingformen im FE-Modell: a) modale Degeneration und b) modale Kopplung eines Ultraschallbohrers [98], c) ungleichmäßige Schwingform einer Ultraschall-Klinge [111]

Ultraschallschweißsonotroden werden normalerweise mit reinen Moden in einer longitudinalen, torsionalen oder Biegeform betrieben. Wechselwirkungen der Moden sind daher auf Grund des ungewünschten Bewegungsprofils zu vermeiden. Einige Untersuchungen zeigen zudem eine Erhöhung der mechanischen Spannungen durch eine Wechselwirkung von Moden. Ein

Abstand von mindestens 1000 Hz zwischen zwei Moden wird als ausreichend empfohlen, um eine isolierte Modalform gewährleisten zu können. [95, 97, 99 bis 101, 111, 113]

Für Ultraschallbohrer kann eine Überlagerung der Modalform gewünscht sein, wie in Abbildung 2-17 b) und c) dargestellt ist [98, 113], ebenso für einige Sonotrodenkonzepte [114 bis 117].

Untersuchungen zum Einfluss der Geometrie auf die Eigenfrequenz und die mechanischen Spannungen wurden ebenfalls mittels FEM für weniger komplexe Sonotrodengeometrien durchgeführt als für die in Abbildung 2-17 dargestellten. Dabei wurden theoretische Modalanalysen bestimmter Geometrien durchgeführt sowie die Nachbearbeitungsmöglichkeiten zum „Stimmen“ der Sonotrode, beispielsweise durch Einbringung zusätzlicher Radien oder Änderungen von Durchmessern, simulativ überprüft [108, 118]. Um Knotenpunkte (Nulldurchgänge der Amplitude) bestimmen zu können, wurden die Frequenz und die Amplitude der Auslenkung entlang des Schwingungssystems von Nanu et al. gemessen [32]. Die Knotenpunkte sind vor allem interessant für die Fixierung des Schwingungssystems mit der Peripherie der Schweißanlage, ohne die Schwingungseigenschaften zu verändern und zusätzliche Dämpfungseffekte zu induzieren. Die Geometrie der Sonotrode kann angepasst werden, um diese Knotenpunkte zu verschieben [32, 88].

Die Betrachtung der Werkstoffeigenschaften zum Vergleich etablierter Sonotrodenwerkstoffe wurde, ebenfalls von Neppiras et al., in Form analytischer Berechnungen zum Einfluss des Elastizitätsmoduls, der Querkontraktionszahl, der Massendichte sowie dem Dämpfungsverhältnis auf die akustischen Eigenschaften durchgeführt. Emmer et al. untersuchten die Stähle CPM 10V und 16MnCr5 sowie den Metall-Matrix-Verbund Ferrotitanit WFN. Es zeigte sich, dass die höchste Generatorleistung für 16MnCr5 benötigt wird, um die Sonotrode anzuregen, aber auch die höchste Sonotrodenwegamplitude für diesen Werkstoff gemessen werden konnte. Mikrostrukturelle Untersuchungen zeigten, dass CPM 10V die feinste Mikrostruktur besitzt und damit die gleichmäßigsten mechanischen und akustischen Eigenschaften. [119, 120]

Allerdings wurde für keine der untersuchten Sonotroden die Eigenfrequenz für eine longitudinale Mode angegeben, so dass ein Einfluss der Eigenfrequenz auf die Ergebnisse nicht ausgeschlossen werden kann.

### 2.4 Finite Elemente Methode

Die Finite Elemente Methode (FEM) ist eine numerische Berechnungsmethode zur Lösung von Grenz- und Eigenwertproblemen in Form von Differentialgleichungen. Komplexe Problemstellungen können numerisch gelöst werden, indem ein Kontinuum in endliche Teilbereiche untergliedert wird, die als Finite Elemente (FE) bezeichnet werden. Die Differentialgleichungen für diese Elemente können fortlaufend an den sogenannten Berechnungsknoten gelöst werden, so dass eine Lösung der gesamten Problemstellung resultiert [121]. Bereits 1956 wurde die Methode verwendet, um die Steifigkeit bzw. die Auslenkung luftfahrtrelevanter Strukturen zu berechnen [122]. Kommerziell wird die FEM beispielsweise in der Strukturmechanik zur Analyse des mechanischen Verhaltens von Systemen, in der Elektro- und Magnetostatik zur Analyse von Magnetfeldern, in der Thermodynamik zur Analyse von Temperaturfeldern, in der Strömungsmechanik zur Analyse von Strömungsgeschwindigkeitsfeldern oder in der Akustik zur Analyse der Schallausbreitung eingesetzt [123]. Bei der Auslegung von Sonotroden wird die FEM zur Modalanalyse genutzt und, um mechanische Spannungen zu bestimmen, die durch die elastische Verformung bei der Sonotrodenschwingung auftreten. Auf Basis dieser Ergebnisse kann die Geometrie der Sonotrode angepasst werden, um die geforderte Eigenfrequenz zu erreichen und Spannungsüberhöhungen innerhalb der Sonotrode zu vermeiden. Die Genauigkeit der numerischen Lösungen wird von der Anzahl und Auslegung der Elemente bestimmt, die über den gesamten Körper auch als Netz bezeichnet werden. [93, 123]

Radien können über eckige Elemente nicht exakt dargestellt werden. Mit feinerer Diskretisierung über Polygone mit sehr kleiner Kantenlänge können aber gute Näherungen erreicht werden. Die Berechnungsknoten können sowohl am Rand als auch im Inneren des Elements liegen und beeinflussen durch ihre Anzahl und Lage den Ansatzgrad der Polynomfunktion, wobei lineare und quadratische Ansätze am weitesten verbreitet sind. Abbildung 2-18 zeigt eine Übersicht über die gängigsten Formen der Elemente und die Lage der Knoten. Je nach Fragestellung müssen die Grundform und die Ansatzfunktion der Elemente ausgewählt werden. Die quadratischen Ansatzfunktionen bewirken einen höheren rechnerischen Aufwand durch die höhere Anzahl an benötigten Knotenpunkten, aber auch genauere Ergebnisse. Da Tetraeder durch höhere geometrische Flexibilität über einen Vernetzungsvorteil verfügen, wird dieser Elementtyp häufig verwendet [124]. Oft soll das Verhalten mehrerer Bauteile berechnet werden, die miteinander in Kontakt stehen. Um physikalisch unmögliche Durchdringungen zu vermeiden, müssen dem Modell passende Kontaktbedingungen hinzugefügt werden. Die Verbindungsmecha-

nismen hybrider Verbindungen sind oft komplex und bislang nicht vollständig verstanden. Daher müssen diese Modelle vereinfacht werden, wodurch die Genauigkeit der Ergebnisse reduziert wird.

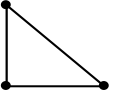
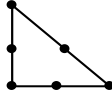
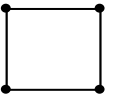
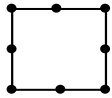
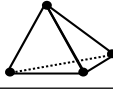
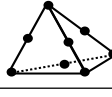
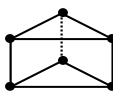
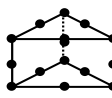


		Lineare Ansatzfunktion	Quadratische Ansatzfunktion
2D	Dreieckselement		
	Viereckselement		
3D	Tetraeder		
	Pentaeder/Prisma		
	Hexaeder/Quader		

Abbildung 2-18: Grundformen der Elemente zur Vernetzung des FE-Modells [124]

Zur Berechnung der Eigenfrequenzen und Modenformen von Ultraschallschweißsonotroden wird mittels dynamischer Simulation eine Modalanalyse durchgeführt, bei der die Bewegungsgleichung unter Berücksichtigung der Massematrix  $M$ , der Steifigkeitsmatrix  $K$  sowie der Verschiebung  $u$  gelöst wird (Gleichung 2.5) [80]. In der Regel wird die ungedämpfte Schwingung berechnet, bei der strukturelle und materialspezifische Dämpfungskonstanten vernachlässigt werden. Daher kann keine Aussage über die tatsächliche maximale Auslenkung getroffen werden, da die Werte für die Auslenkung in diesem Fall normiert werden [124].

$$M\ddot{u} + Ku = 0 \tag{2.5}$$

Die Eigenwerte eines ungedämpften FEM Modells mit  $\eta$  Freiheitsgraden für Eigenmoden werden über die Eigenkreisfrequenz, die Massematrix  $M$  und die Steifigkeitsmatrix  $K$  berechnet [109]:

$$(K^\eta - \omega_i^2 M^\eta)\Phi_i = 0 \tag{2.6}$$

Dabei ergeben sich je nach Komplexität der Geometrie und der Größe des definierten Frequenzbereiches eine oder mehrere Eigenfrequenzen  $\omega_i$  sowie Eigenvektoren  $\Phi_i$ . Die geometrie- und werkstoffabhängigen Dämpfungseigenschaften können über die sogenannte Frequenzantwortanalyse in einem weiteren Berechnungsschritt einbezogen werden. Die gedämpfte Eigenfrequenz ist im Vergleich zur ungedämpften Frequenz in Abhängigkeit des Dämpfungsfaktors  $D$  geringer (siehe Gleichung 2.2).

Schlussendlich stellt die FEM ein leistungsstarkes Rechenwerkzeug dar, mit dem komplexe Problemstellungen, wie das Schwingverhalten von Sonotroden oder Spannungsverteilungen in hybriden Verbindungen unter Last, numerisch gelöst werden können.

### 3 Versuchswerkstoffe und Untersuchungsmethoden

Zahlreiche Untersuchungsmethoden und FE-Modelle begleiteten die Experimente zur Entwicklung der Schweißprozesse und Sonotroden in dieser Arbeit. Unterschiedliche Versuchswerkstoffe wurden in Schweißversuchen als Fügepartner untersucht. Des Weiteren wurden innerhalb der Sonotrodenentwicklung potentielle Sonotrodenwerkstoffe charakterisiert und erprobt. In den folgenden Abschnitten werden die Untersuchungsmethoden sowie die verwendeten Werkstoffe aufgeführt.

#### 3.1 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien

Die verwendeten Versuchswerkstoffe zu allen Experimenten werden im Folgenden beschrieben. Dazu gehören in erster Linie die Schweißwerkstoffe und deren Probengeometrien sowie die Ermüdungsproben, die für begleitende Experimente im Rahmen der Sonotrodenwerkstoffe betrachtet wurden.

##### 3.1.1 Ti6Al4V (grade 5)

Titan und dessen Legierungen sind eine wichtige Werkstoffgruppe für den Leichtbau und die Medizintechnik. Sie zeichnen sich durch hohe spezifische Festigkeiten und herausragende Korrosionsbeständigkeit aus. Der größte Anwendungsbereich ist die Luft- und Raumfahrtindustrie [125]. Die Legierungen werden nach der Gitterstruktur der Phasen  $\alpha$  (hex) und  $\beta$  (krz) in  $\alpha$ -Legierungen, Near- $\alpha$ -Legierungen,  $(\alpha + \beta)$ -Legierungen,  $\beta$ -Legierungen und metastabile  $\beta$ -Legierungen unterteilt [126]. Die  $(\alpha + \beta)$ -Legierung Ti6Al4V ist die am häufigsten verwendete Ti-Legierung [127]. Die chemische Zusammensetzung von Ti6Al4V ist in Tabelle 3-1 aufgelistet. Die Hauptlegierungselemente sind Aluminium und Vanadium. Aluminium stabilisiert die  $\alpha$ -Phase, erhöht den Oxidationswiderstand, reduziert jedoch die Duktilität [128]. Vanadium stabilisiert die  $\beta$ -Phase und erhöht die Duktilität [128, 129].

Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung von Ti6Al4V (3.7164) in Gew.% nach DIN 17851 [130]

Al	V	Fe	N	C	H	O	Ti
5,5-6,75	3,5-4,5	$\leq 0,3$	$\leq 0,05$	$\leq 0,08$	$\leq 0,015$	$\leq 0,2$	Rest



Die Wärmebehandlung bestimmt das Verhältnis von  $\alpha$ - zu  $\beta$ -Phase sowie die Gefügestruktur, die in globularer, lamellarer oder bimodaler Form vorliegen kann. Das bimodale Gefüge besteht aus lamellaren und globularen Anteilen und verbindet charakteristische Eigenschaften beider Gefügeformen [131]. Im Vergleich der wesentlichen charakteristischen Eigenschaften hat ein lamellares Gefüge eine höhere Zeitstandfestigkeit sowie einen höheren Oxidationswiderstand, wohingegen ein globulares Gefüge eine höhere Festigkeit sowie Duktilität aufweist [126].

In den Schweißversuchen wurde gewalztes Blech für den translatorischen Schweißprozess sowie Ti6Al4V-Fittings, die mittels Metallpulverspritzguss (Metal Injection Molding: MIM) von der Parker Hannifin GmbH hergestellt wurden, für den orbitalen Schweißprozess verwendet. Der MIM-Prozess ermöglicht eine endkonturnahe Fertigung über einen Sinterprozess bei Temperaturen oberhalb von 1250°C [132 bis 136].

Beim MIM-Prozess wird zunächst ein gasverdüstes Ti6Al4V-Pulver (hier mit einer Partikelgröße von 10-50  $\mu\text{m}$ ) mit einem wasserlöslichen polymeren Binder vermischt und zu einem Grünkörper verspritzt. Nach dem Spritzprozess wird der Grünkörper im Ultraschallbad entbunden und anschließend bei 1370°C gesintert und zunächst mit 10 K/min auf 1060°C abgekühlt, für 0,5 h bei 1060°C gehalten und anschließend mit 20 K/min auf Raumtemperatur gekühlt. Nach dem Sintern wurde der Schaft des Fittings außen und innen auf das Zielmaß abgedreht. Abbildung 3-1 zeigt a) ein gewalztes Ti6Al4V Blech sowie b-d) die Stadien des Fittings während des MIM-Prozesses. Die Schaftlänge des endbearbeiteten MIM-Fittings von 40 mm erlaubt es mehrere Schweißnähte nebeneinander zu platzieren.

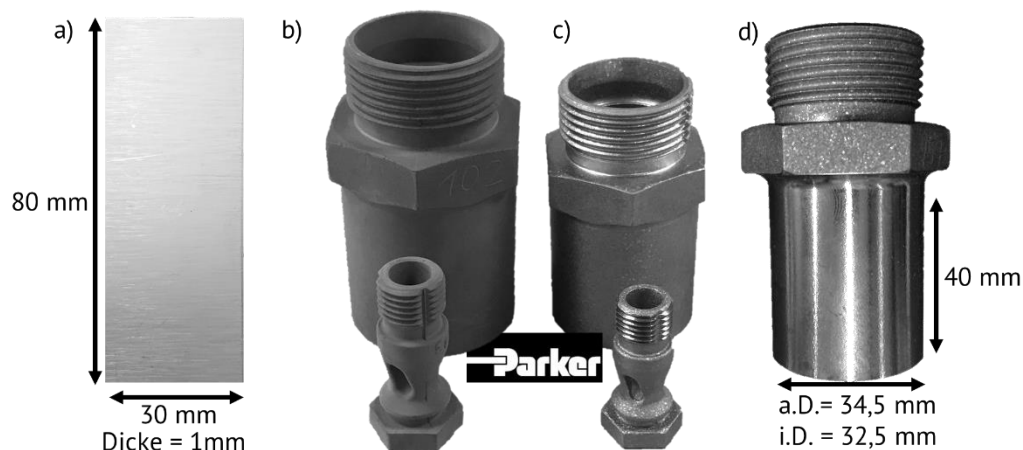


Abbildung 3-1: a) Ti6Al4V-Blechprobe und die Stadien eines MIM-Fittings bis zur Schweißprobe b) Grünkörper, c) gesintert mit Übermaß und d) endbearbeitetes Fitting (b und c mit freundlicher Genehmigung der Parker Hannifin GmbH)

Die Gefüge der Ti6Al4V-Fügepartner sind in Abbildung 3-2 abgebildet, wobei a) einen unbehandelten Schliff unter polarisiertem Licht zeigt und c-d) Schliffe, die mittels Kroll-Ätzung behandelt wurden. Das Titanblech in a) weist ein globulares Gefüge auf, in dem eine Richtungsabhängigkeit parallel zur Walzrichtung (WR) erkennbar ist. Die  $\beta$ -Phasenanteile von ca. 20% sind in Abbildung 3-2 b) deutlich zu erkennen. Die durchschnittliche Korngröße beträgt  $5\ \mu\text{m}$  (Linienschnittverfahren). Abbildung 3-2 c) und d) zeigen die gröbere Kornstruktur eines MIM-Fittings mit lamellarer Kornstruktur und einer durchschnittlichen Korngröße von  $200\ \mu\text{m}$  (Linienschnittverfahren).

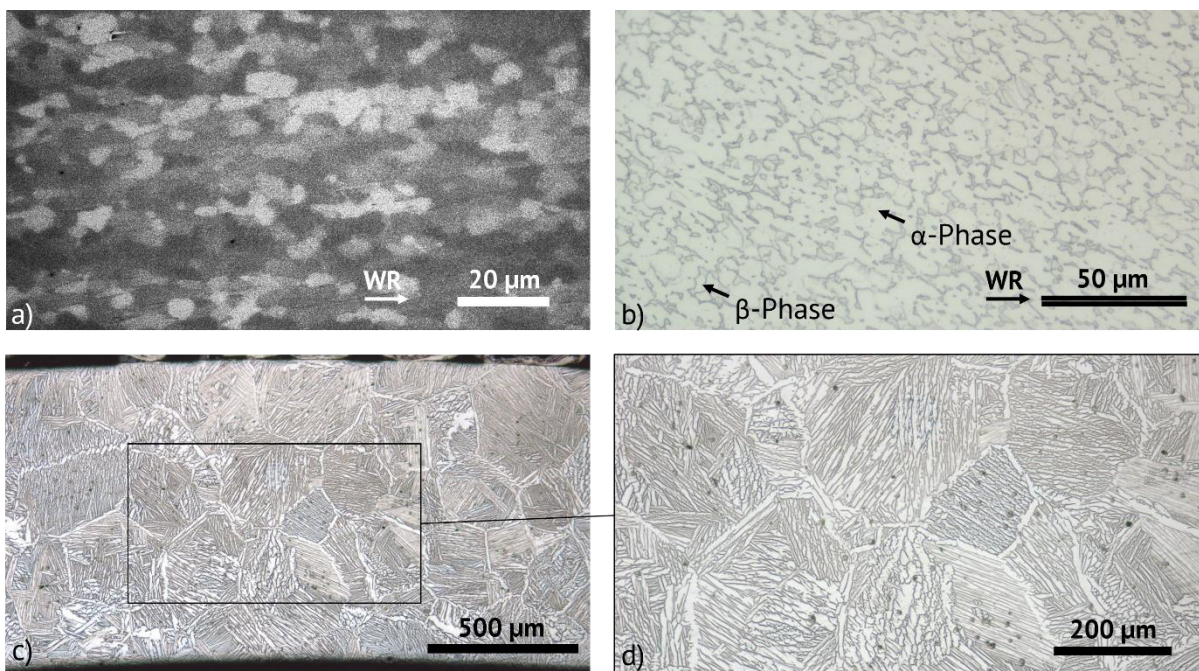


Abbildung 3-2: Gefügestruktur der Schweißwerkstoffe: a) globulares Gefüge des Ti6Al4V Bleches und b)  $\beta$ -Phasenanteile in  $\alpha$ -Phase-Matrix, c) und d) lamellares Gefüge des MIM-Fittings im Detail

Werkstoffseitig wird der Ultraschallschweißprozess durch die mechanischen, chemischen und physikalischen Eigenschaften, aber auch durch die Oberflächenbeschaffenheit der Fügepartner beeinflusst [9]. Relevante Eigenschaften von Ti6Al4V sind in Tabelle 3-2 aufgelistet. Titan stellt vor allem aufgrund der hohen Dehngrenze, großen Härte und geringen thermischen Leitfähigkeit eine Herausforderung für den Ultraschallschweißprozess dar. Die Verfestigung, die bei plastischer Verformung auftritt, sowie die Streckgrenze sind temperaturabhängig und verringern sich mit steigender Temperatur [137]. Folglich wird die plastische Verformung, die für einen erfolgreichen Ultraschallschweißprozess erforderlich ist, durch erhöhte Prozesstemperaturen begünstigt. Die mechanischen Kennwerte des Blechmaterials sowie der MIM-Fittings

wurden anhand von Flachproben im Zugversuch ermittelt. Im Falle der MIM-Fittings wurden Flachproben aus dem Schaft des gesinterten MIM-Fittings gefertigt. Die Härteprüfung erfolgte auf der Blechoberseite bzw. der Schlüsselweite des MIM-Fittings.

Tabelle 3-2: Relevante Eigenschaften von Ti6Al4V bei Raumtemperatur

	<b>Blechprobe</b>	<b>MIM-Fitting</b>
Massendichte $\rho$	4,41-4,45 g/cm <sup>3</sup> [11]	
Zugfestigkeit $R_m$	1025 MPa $\pm$ 4	990 MPa $\pm$ 10
Dehngrenze $R_{p0,2}$	940 MPa $\pm$ 4	880 MPa $\pm$ 8
Elastizitätsmodul E	110 GPa $\pm$ 1	
Härte	330 HV10 $\pm$ 2	320 HV10 $\pm$ 2
Thermische Leitfähigkeit $\kappa$	7,1-7,3 W/mK [11]	
Thermischer Ausdehnungskoeffizient $\alpha$	8,7-9,1 10 <sup>-6</sup> /K [11]	

Titan bildet bereits bei Raumtemperatur eine stabile Oxidschicht (TiO<sub>2</sub>) aus, die mit steigender Temperatur wächst, wobei die Auslagerungszeit im Vergleich zur Temperatur einen deutlich geringen Einfluss auf die Dicke der Oxidschicht hat [138]. Durch Interferenz des Lichts erscheint die Oxidschicht in Abhängigkeit der Dicke in unterschiedlichen Farben [139], wodurch die Temperaturen, die während des Schweißprozesses erreicht wurden indirekt abgeschätzt werden können. Abbildung 3-3 zeigt die charakteristischen Farben, die in Auslagerungsversuchen ermittelt wurden als Funktion des Temperaturbereichs.

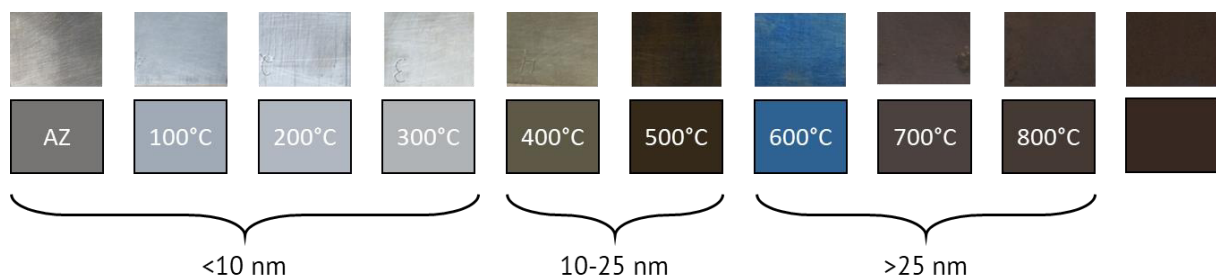


Abbildung 3-3: Farbe der Oxidschicht (TiO<sub>2</sub>) in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt über Auslagerungsversuche (30 min für jede Temperatur unter Ofenatmosphäre) und der Oxidschichtdicke von Ti6Al4V-Blechen [139]

### 3.1.2 AlMg3 (EN AW-5754 H22)

Die Aluminium-Magnesium-Legierung AlMg3 gehört zu den naturharten Al-Knetlegierungen der 5000er Reihe und zeichnet sich durch hohe Kaltverformbarkeit, hohe Korrosionsbeständigkeit und durch sehr gute Schweißbarkeit sowie gute Ermüdungseigenschaften aus [140]. Einsatz findet AlMg3 als Strukturwerkstoff in der Verkehrstechnik sowie im Bereich der Gebäudetechnik oder der Lebensmittelindustrie [141]. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3-3 aufgelistet. Das Hauptlegierungselement ist Magnesium, welches über die Mischkristallverfestigung durch die größeren Mg-Atome im Vergleich zu Al-Atomen den Fließwiderstand erhöht und dadurch die Festigkeit steigert. Mangan dient der Stabilisierung des Gefügestandes [140].

Tabelle 3-3: Chemische Zusammensetzung von AlMg3 (3.3535) in Gew.% [142]

Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Zr	Cu	Al
2,7-3,5	0,45	0,45	0,40	0,15	0,1	0,03	Rest

Die Schweißversuche wurden mit gewalztem AlMg3 Blech im Zustand H22 (kaltverfestigt und weichgeglüht, ¼ hart [143]) durchgeführt. Die Probengeometrie sowie das Gefüge sind in Abbildung 3-4 abgebildet. Die durchschnittliche Korngröße beträgt 22 µm. Die Walzrichtung lässt sich leicht durch die Kornmorphologie erkennen, da die Körner parallel zur Walzrichtung gestreckt sind. Relevante Eigenschaften der Aluminiumlegierung sind in Tabelle 3-4 angegeben. Die mechanischen Kennwerte wurden anhand von Blechproben im Zugversuch bzw. mittels Härteprüfung ermittelt. Beim US-Punkt- und US-Torsionsschweißen hat sich AlMg3 in Kombination mit CFK bereits als gut ultraschallschweißbar gezeigt [9, 23]. Im Vergleich zu Ti6Al4V liegen die Festigkeit und die Härte von AlMg3 deutlich niedriger. Folglich ist die plastische Verformung günstiger und die Beanspruchung der Sonotrode geringer.

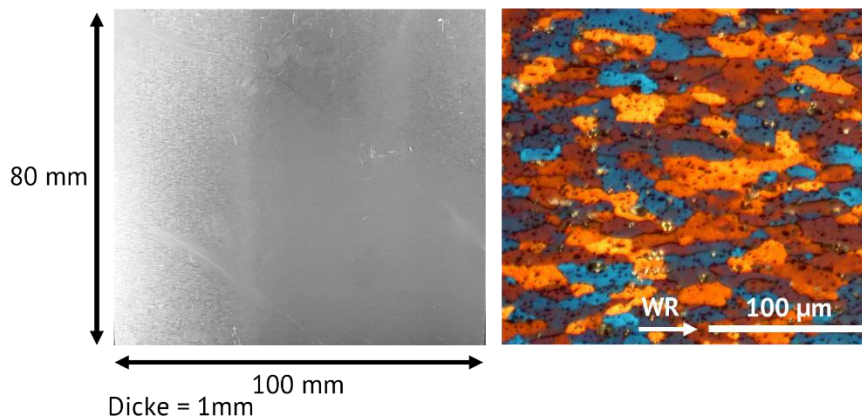


Abbildung 3-4: Probenabmessung und Gefüge von gewalztem AlMg3

Tabelle 3-4: Relevante Eigenschaften von AlMg3 bei Raumtemperatur

Massendichte $\rho$	2,65-2,71 g/cm <sup>3</sup> [11]
Zugfestigkeit $R_m$	235 MPa $\pm$ 1 ( $\parallel$ WZ), 225 MPa $\pm$ 1 ( $\perp$ WZ)
Dehngrenze $R_{p0,2}$	155 MPa $\pm$ 1 ( $\parallel$ WZ), 145 $\pm$ 1 ( $\perp$ WZ)
Elastizitätsmodul E	70 GPa $\pm$ 0,5
Härte	80 HV10 $\pm$ 0,5
Thermische Leitfähigkeit $\kappa$	127-137 W/mK [11]

#### 3.1.3 AlMgSi0,5 (EN AW-6060 T6)

AlMgSi0,5 gehört zu den aushärtbaren Aluminiumlegierungen der 6000er Reihe.

Mittlere bis hohe Festigkeiten, eine hohe Bruchzähigkeit und eine gute Korrosionsbeständigkeit ermöglichen ein breites Spektrum von Anwendungen [144]. Insbesondere die vergleichsweise gute Strangpressbarkeit ist für die Anwendung im Leichtbau vielversprechend [140]. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3-5 aufgelistet. Magnesium und Silizium sind die Hauptlegierungselemente. Festigkeitssteigernde intermetallische Phasenausscheidungen aus Mg<sub>2</sub>Si entstehen während der Auslagerung. [143, 145]

Tabelle 3-5: Chemische Zusammensetzung von AlMgSi0,5 (3.206) in Gew.% [11]

Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Cu	Al
0,35-0,6	0,1	0,3-0,6	0,1-0,3	0,1	0,1	Rest

Für die Schweißuntersuchungen wurden stranggepresste, lösungsgeglühte (450 – 550°C) warmausgelagerte (160 – 190°C) AlMgSi0,5 Rohre (T6) verwendet. Die stranggepressten Rohre wurden passend zu den CFK-Rohren innen und außen abgedreht, sodass die Wandstärke der AlMgSi0,5 Rohre 1 mm beträgt und der Innendurchmesser um 0,3 mm kleiner ist als der Außendurchmesser der CFK-Rohre, um eine Übermaßpassung vor dem Schweißprozess zu ermöglichen. Abbildung 3-5 zeigt ein abgedrehtes Rohr und dessen Gefüge. Die durchschnittliche Korngröße beträgt 65 µm. Relevante Eigenschaften der Aluminiumlegierung sind in Tabelle 3-6 aufgelistet. Die Festigkeitswerte sind vergleichbar mit denen von AlMg3, wohingegen die Härte im Mittel etwas geringer ist. Beim Ultraschallschweißen ausscheidungsgehärteter Legierungen besteht die Gefahr, die Lösungstemperatur der intermetallischen Ausscheidungen durch den Wärmeeintrag des Schweißprozesses zu überschreiten und dadurch die Festigkeit zu verringern, was durch eine Auslagerung nach dem Schweißprozess und daraus resultierend der Neubildung der Ausscheidungen wieder ausgeglichen werden kann [75].

Tabelle 3-6: Relevante Eigenschaften von AlMgSi0,5 bei Raumtemperatur

---

Massendichte $\rho$	2,70 g/cm <sup>3</sup> [146]
Zugfestigkeit $R_m$	190 MPa [146]
Dehngrenze $R_{p0,2}$	150 MPa [146]
Elastizitätsmodul $E$	69,5 GPa [146]
Härte	62 HV10 $\pm$ 1
Thermische Leitfähigkeit $\kappa$	205-213 W/mK [11]

---

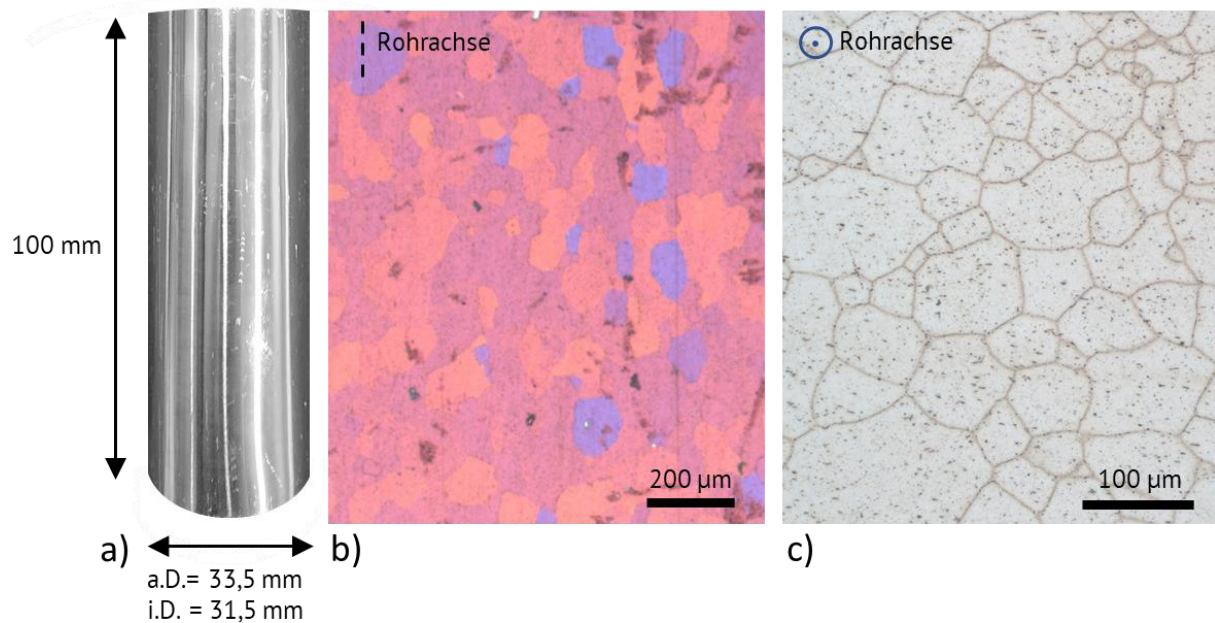


Abbildung 3-5: a) Stranggepresstes und abgedrehtes AlMgSi<sub>0,5</sub> Rohr in der Übersicht und dessen Gefüge b) parallel zur Rohrachse und c) orthogonal zur Rohrachse

#### 3.1.4 Kohlenstofffaserverstärktes Polyetheretherketon (CF-PEEK)

CF-PEEK ist ein Faserverbundkunststoff, bestehend aus Kohlenstofffasern (CF) in einer Polyetheretherketon (PEEK) Matrix und gehört zu den thermoplastischen Hochleistungsverbundwerkstoffen [14]. In der Luftfahrt werden vorrangig FVK mit duroplastischer Matrix eingesetzt. PEEK und Polyphenylensulfid (PPS) sind die einzigen thermoplastischen Polymere, die die Anforderungen für den Einsatz in der Luftfahrt bezüglich Brennbarkeit, Giftigkeit des Rauches und chemischer Beständigkeit gegenüber Hydraulikflüssigkeit erfüllen [147].

Im Rahmen dieser Arbeit wurden alle Schweißversuche mit einem der bereits erwähnten Metalle als oberen und CF-PEEK als unteren Fügepartner durchgeführt. Das Organoblech, welches auf Basis eines Prepregs mittels Intervallheißpresse gefertigt wurde, kam bei translatorischen Schweißprozess zum Einsatz. Für orbitalgeschweißte Verbindungen wurden CF-PEEK-Rohre verschweißt, die von der PFW Aerospace GmbH ausgelegt und mittels laserunterstützten Tapelegens bei der AFPT GmbH hergestellt wurden. Dafür wurde als Grundstruktur ein luftfahrtstypischer 1“-PEEK Liner eingesetzt, auf dem 22 bzw. 24 Wickellagen des CF-PEEK Tapes aufgebracht wurden. Die Probenabmessungen und die Mikrostruktur des verwendeten CF-PEEKs sind in Abbildung 3-6 abgebildet.

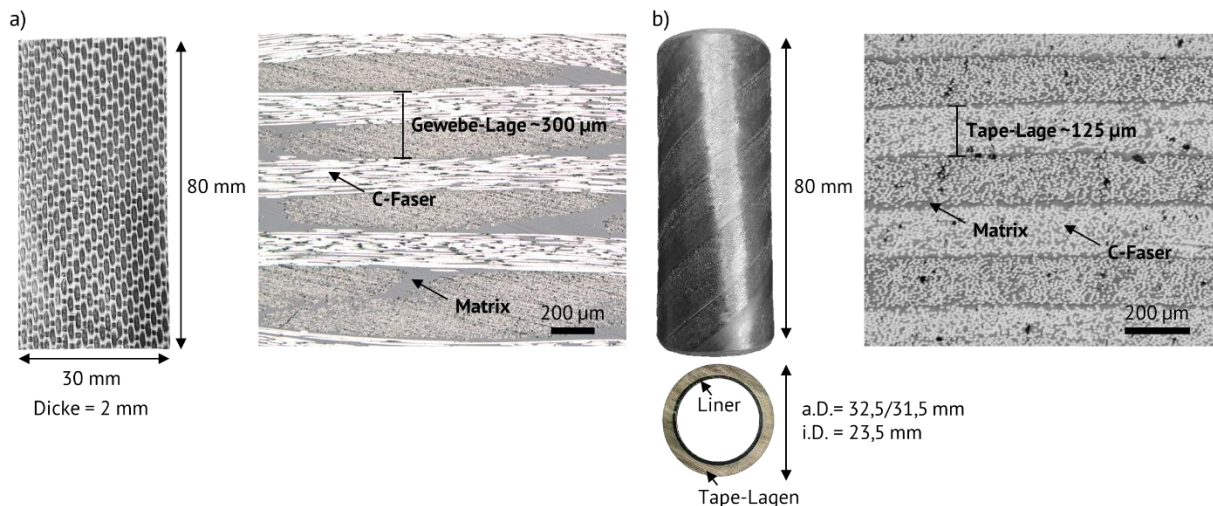


Abbildung 3-6: Probenabmessungen und Mikrostruktur eines a) CF-PEEK-Organoblechs und b) eines CF-PEEK Rohrs (Ovalität = 0,2 mm / 0,5%)

Informationen zum Lagenaufbau sind in Tabelle 3-7 aufgeführt. Die Hauptunterschiede des Verbundaufbaus zwischen Blech und Rohr sind der Faservolumengehalt und die Faserorientierung. So wurde das Rohr gezielt auf eine Anwendung im 5000 psi Systems eines Flugzeuges ausgelegt. Eine Faserorientierung von  $+54,7^\circ/-54,7^\circ$  wurde entsprechend der Netztheorie als beste Lösung bei Innendruckbeanspruchung, ausgewählt [148].

Tabelle 3-7: Aufbau der CF-PEEK Schweißproben

	Organoblech [149]	Rohr
Textilart	Atlasgewebe 1/4	Unidirektionales Gelege
Faserwinkel	$0^\circ/90^\circ$	$54,7^\circ/-54,7^\circ$
Faservolumengehalt $\varphi$	48%	55%
Grundwerkstoff	Prepreg	Tape
Herstellungsart	Intervallheißpressen	Laserunterstütztes Tapelegen

Die mechanischen Eigenschaften hängen im Wesentlichen vom Aufbau des Verbundwerkstoffes, dem Faservolumengehalt und dem Matrixsystem ab [14]. Im Gegensatz zu den mechanischen Eigenschaften des oberen Fügepartners, der beim Schweißprozess plastisch verformt werden muss, sind die des FVKs für den Fügeprozess von geringerer Bedeutung. In Bezug auf den unteren Fügepartner werden der Schweißprozess und die Verbundqualität vor allem durch



den Faservolumengehalt und durch den Schmelzpunkt der Matrix beeinflusst, die im Laufe des Schweißprozesses aufgeschmolzen und verdrängt werden muss [70]. Relevante Eigenschaften des Verbundwerkstoffes CF-PEEK und dessen Matrix PEEK sind in den folgenden Tabellen aufgelistet (Tabelle 3-8 und Tabelle 3-9).

Tabelle 3-8: Relevante Eigenschaften von CF-PEEK bei Raumtemperatur

	Organoblech [149]	Rohr/Tape [150]
Massendichte $\rho$	1,58 g/cm <sup>3</sup>	1,75 g/cm <sup>3</sup>
Zugfestigkeit $R_m$	521 MPa	1700 MPa (Tape) parallel zur Faser
Elastizitätsmodul $E_{11}$	52 GPa	

Tabelle 3-9: Relevante Eigenschaften PEEK bei Raumtemperatur [150]

Massendichte $\rho$	1,3 g/cm <sup>3</sup>
Glasübergangstemperatur $T_G$	149°C
Schmelzpunkt PEEK $T_s$	346°C
Zersetzungstemperatur PEEK $T_z$	545°C
Zugfestigkeit $R_m$	100 MPa
Bruchdehnung $A$	15%
Schubmodul $G$	3,7 GPa

#### 3.1.5 Ermüdungsproben aus Ti6Al4V

Um den Einfluss des Schweißprozesses auf die Schwingfestigkeit des oberen Fügepartners im servohydraulischen Prüfsystem zu untersuchen, wurde die Messstrecke wasserstrahlgeschnittener Ti6Al4V-Blechproben in realitätsnahen US-Schweißversuchen unter Verwendung verschiedener Sonotrodenkoppelflächen beansprucht. Ein CF-PEEK-Blech wurde als unterer Fügepartner verwendet und der Verbund direkt nach dem Schweißen gelöst, so dass die im Fügeprozess beanspruchten Titanproben allein geprüft werden konnten. Die Probengeometrie (a), die resultierenden Abdrücke der SKF sowie die resultierende Kerbform und -tiefe (b-e) sind in Abbildung 3-7 unter Angabe des Schweißverfahrens und der Strukturierung der Sonotrode dargestellt.

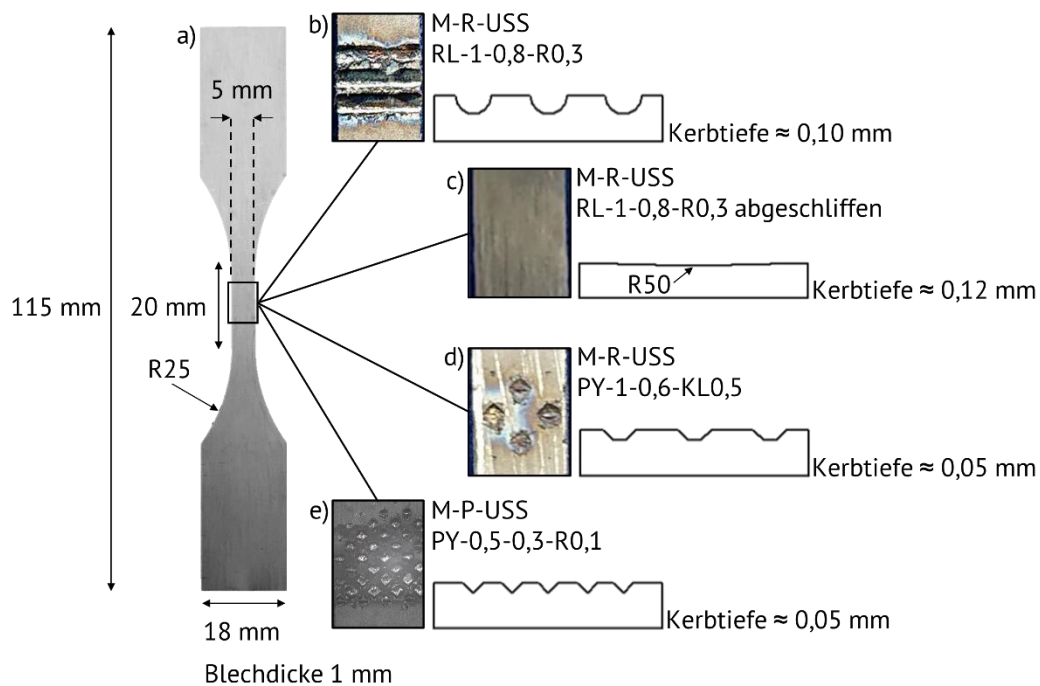


Abbildung 3-7: Ti6Al4V Ermüdungsprobe zur Überprüfung des Einflusses des Sonotrodenabdrucks auf die Schwingfestigkeit durch M-R-USS und M-P-USS

Die Präparation der Proben erfolgt zum einen mit einer Rollnahtschweißanlage des Typs Branson Ultraseam 20. Dabei wurden eine Sonotroden mit rillenförmiger sowie mit pyramidalen Strukturierung verwendet (b-d). Die Breite beider SKF beträgt 5 mm. Die rillenförmige Strukturierung hat eine Profiltiefe von 0,8 mm bei einem Kontaktradius von 0,3 mm (RL-1-0,8-R0,3). Die pyramidale Struktur hat eine Profiltiefe von 0,6 mm bei einer Kontaktfläche mit der Kantenlänge 0,5 mm (PY-1-0,6-KL0,5). Die US-rollnahtgeschweißten Proben wurden mit einer Sonotrodenwegamplitude von 30  $\mu\text{m}$ , einer Vorschubgeschwindigkeit von 5 mm/s und einer Schweißkraft von 150 N beansprucht.

Des Weiteren wurde eine US-Punktschweißanlage Telsonic M4000 verwendet (e). Die eingesetzte Sonotrode hat eine quadratische SKF mit einer Fläche von 100 mm<sup>2</sup> und einer pyramidalen (PY) spitzförmigen (SP) Struktur mit einer Profiltiefe von 0,3 mm (PY-0,5-0,3-R0,1 siehe 4.1.3). Die punktgeschweißten Proben wurden mit einer Sonotrodenwegamplitude von 32  $\mu\text{m}$ , einer Schweißenergie von 200 J und einer Schweißkraft von 150 N beansprucht, um einen zwischen punkt- und rollnahtgeschweißten Proben vergleichbaren Sonotrodenabdruck zu erzeugen.

Alle Proben wurden vor dem Schweißprozess mit Ethanol gereinigt und die Kanten der Blechproben nach dem Schweißprozess mit Schleifpapier mit einer 4000er Körnung abgerundet.

### 3.1.6 Ermüdungsproben Sonotroden-Werkstoffe (Ultraschallprüfsystem)

Zur Ermittlung der Schwingfestigkeit potentieller Sonotrodenwerkstoffe unter uniaxialer Beanspruchung im VHCF-Bereich wurden entsprechende Ermüdungsproben für ein 20 kHz Ultraschallprüfsystem ausgelegt. In Abhängigkeit der Werkstoffeigenschaften muss die Geometrie der Ermüdungsproben so ausgelegt werden, dass die uniaxiale Beanspruchung in Form einer longitudinalen Mode bei einer Arbeitsfrequenz der Prüfanlage von 20 kHz aufgebracht wird. Die Berechnung der Geometrie erfolgt mit Hilfe des FEM Modells, das in Kapitel 3.3.4 näher erläutert wird. Die tatsächliche Frequenz bei longitudinaler Schwingung wurde mittels experimenteller Modalanalyse (EMA) ermittelt. Diese Messmethode wird in Kapitel 3.2.4 vorgestellt. Die Sonotrodenwerkstoffe selbst werden in 4.1.1 als Teil der Sonotrodenentwicklung ausführlich beschrieben. Die VHCF- Ermüdungsproben (a<sub>I</sub>-c<sub>I</sub>) sind in Abbildung 3-8 mit den entsprechenden technischen Zeichnungen (a<sub>II</sub>-c<sub>II</sub>) zu sehen. Die Durchmesser der polierten parallelen Messstrecken (gestrichelte weiße Linie) und der Probenenden, die Schlüsselweite sowie die Gewinde sind bei allen Proben identisch (d).

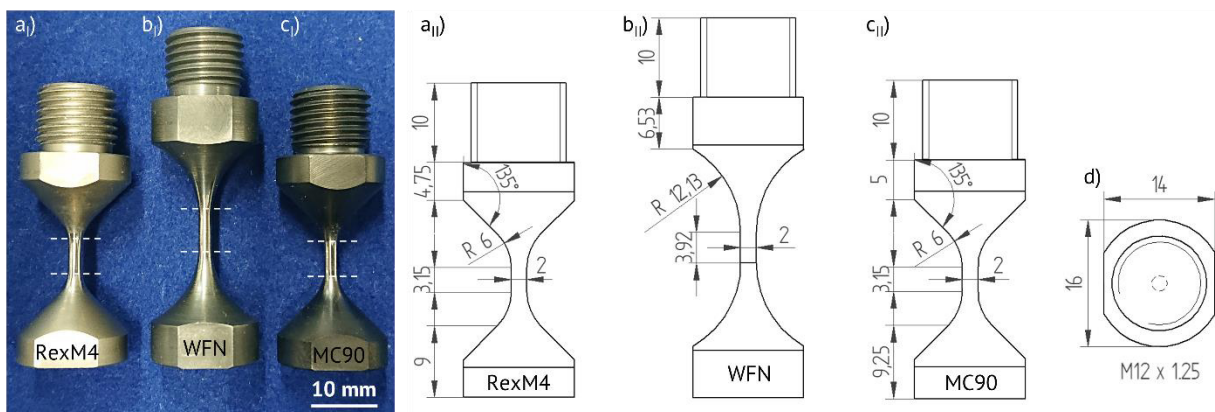


Abbildung 3-8: VHCF-Ermüdungsproben der Sonotrodenwerkstoffe a) RexM4, b) WFN, c) MC90, alle Angaben in mm

Die Spannungsamplitude wird beim Ultraschallprüfsystem über die Wegamplitude der Ermüdungsprobe eingestellt, die aus der elastischen Dehnung folgt. Die resultierenden mechanischen Spannungen wurden in Abhängigkeit der Wegamplitude im FE-Modell bestimmt (siehe Abschnitt 3.3.4). Die Verformung und die resultierende Vergleichsspannung nach von Mises  $\sigma_{v,M}$  der longitudinalen Mode einer Ermüdungsprobe sind in Abbildung 3-9 dargestellt. In der Mitte der Probe befindet sich der akustische Knotenpunkt, bei dem die maximale Spannung bei minimaler Auslenkung anliegt. In diesem Fall – einer quasi uniaxialen Beanspruchung – entspricht die Vergleichsspannung nach von Mises der Normalspannung.

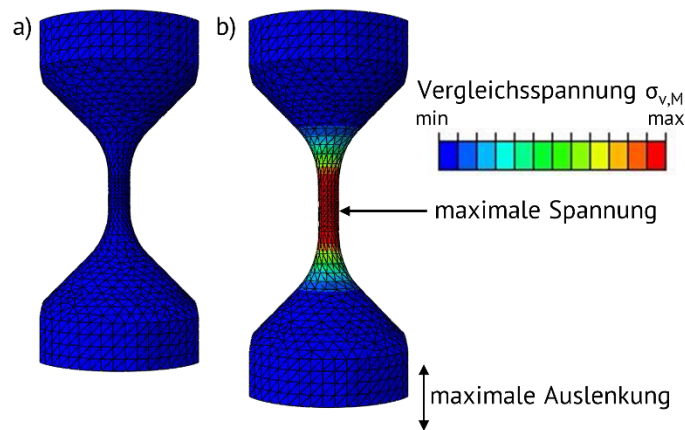


Abbildung 3-9: Schwingform und Verteilung der mechanischen Spannungen einer VHCF-Probe a) im Ausgangszustand und b) ausgelekt im FE-Modell

Die Spannungen nach von Mises sind als Funktion der Auslenkung der Ermüdungsprobe (FEM) und Eigenfrequenz der longitudinalen Mode (EMA siehe 3.2.4) in Tabelle 3-10 aufgelistet. Das Prüfsystem stellt unter Verwendung eines Boosters mit der Übersetzung 1:2,5 eine maximale Amplitude von 25  $\mu\text{m}$  bereit. Das Übersetzungsverhältnis der Proben beträgt auf Grund der Symmetrie mindestens 1:1, weshalb die Probengeometrien unter Berücksichtigung der auftretenden Spannungen bei einer Auslenkung von 20  $\mu\text{m}$  ausgelegt wurden. Die Maximalspannungen liegen dabei im Bereich vergleichbarer Untersuchungen und sind für die untersuchten Sonotrodenwerkstoffe nachfolgend aufgelistet [151].

Tabelle 3-10: Mechanische Spannung als Funktion der Auslenkung der Ermüdungsprobe (FEM) und die gemessene Eigenfrequenz der longitudinalen Mode

Auslenkung	Vergleichsspannung $\sigma_{v,M}$ in MPa als Funktion der Auslenkung			Frequenz der longitudinalen Mode
	5 $\mu\text{m}$	10 $\mu\text{m}$	20 $\mu\text{m}$	
CPM RexM4	123	245	490	20,08 kHz
Ferrotitanit WFN	147	294	588	19,84 kHz
MC90 Internet	127	253	507	19,37 kHz

## 3.2 Untersuchungsmethoden

### 3.2.1 Quasistatischer Zugversuch – Zwick 250

Die Verbundfestigkeiten der ultraschallgeschweißten Verbindungen wurden im quasistatischen Zugscherversuch ermittelt. Dafür wurde eine Universalprüfmaschine der Firma Zwick/Roell Z250 mit einer maximalen Zugkraft von 250 kN verwendet. Translatorisch geschweißte Verbunde wurden dabei hydraulisch eingespannt. Der Versatz innerhalb der Zugscherproben wurde über Stellschrauben ausgeglichen, um eine zusätzliche Beanspruchung durch ein Biegemoment zu vermeiden. Für orbital geschweißte Fitting/Rohr-Verbunde wurde eigens eine Vorrichtung zur Probenfixierung entwickelt, die in drei Achsen beweglich ist, um ein überlagertes Biegemoment zu vermeiden.

Abbildung 3-10 zeigt translatorisch und orbital geschweißte Verbunde im Zugscherversuch. Das CF-PEEK-Rohr wird dabei hydraulisch eingespannt und von außen mit Hilfe zweier Spannschalen gegen Verformung abgestützt, deren Innenradius an den Radius des Rohres angepasst ist. Ein Dorn stützt das CF-PEEK-Rohr von innen und verhindert die Verformung des Rohrquerschnittes auf Grund der Einspannkräfte. PEEK hat in Kombination mit Stahl einen relativ geringen Reibungskoeffizienten [152]. Eine rillenförmige Profilierung der Spannschalen verhindert einen Schlupf zwischen dem Rohr und der Einspannvorrichtung.

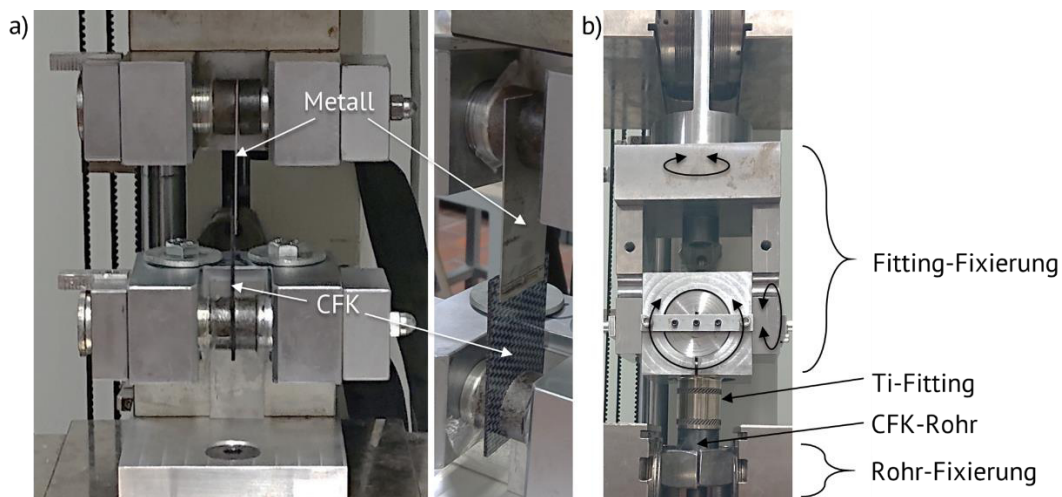


Abbildung 3-10: Versuchsaufbau für den quasistatischen Zugscherversuch: a) translatorisch geschweißte, ebene Hybrid-Verbunde und b) Fitting-Rohr-Verbindungen

### 3.2.2 Schwingfestigkeitsuntersuchungen im HCF Bereich

Die zyklische Werkstoffprüfung ultraschallbeanspruchter Titanbleche bis zu einer Grenzlastspielzahl von  $2 \cdot 10^6$  erfolgte an einer servohydraulischen Schwingprüfmaschine vom Typ

MTS 885 Bionix mit einer maximalen Zugkraft von 15 kN. Der Prüfaufbau ist in Abbildung 3-11 dargestellt. Die Probe wird hydraulisch über konische Spannbacken fixiert. Die Dehnung wird mit Hilfe eines Extensometers des Typs 632.13F-20 der Firma MTS ermittelt. Die Temperaturen 1-3 werden über Thermoelemente vom Typ J erfasst, um ungewünschte Temperaturänderungen der Probe anhand der Differenz zwischen den Thermoelementen 1 und 3 zum Thermoelement 2 zu erfassen, die durch die Verformung der Probe innerhalb der Messstrecke auftreten und das Ermüdungsverhalten beeinflussen können [153]. Alle Versuche wurden bei Raumtemperatur mit einer Frequenz von 5 Hz kraft geregelt bei einem Lastverhältnis von  $R = 0,1$  durchgeführt, um ein Ausknicken aufgrund des geringen Probenquerschnitts zu vermeiden.

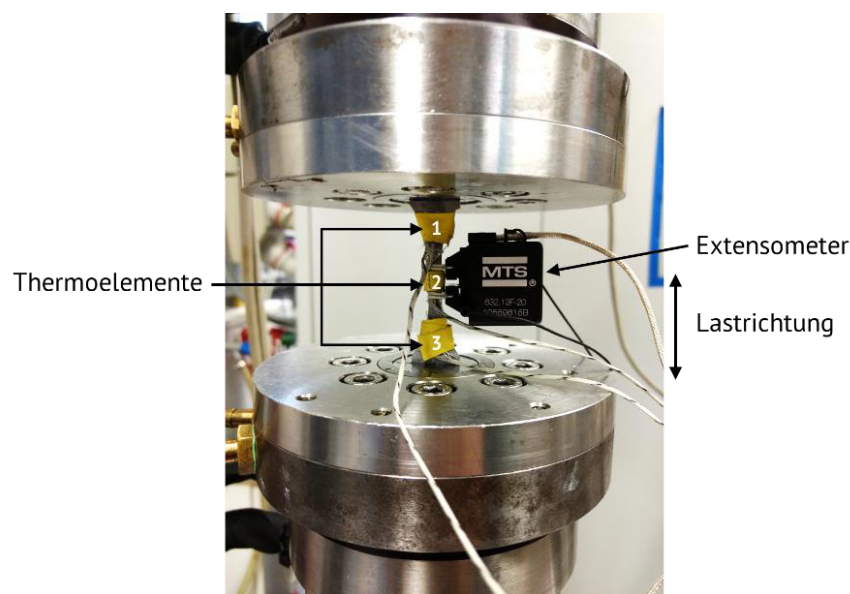


Abbildung 3-11: Versuchsaufbau für Ermüdungsuntersuchungen an Ti6Al4V-Blechproben im Servohydraulischen Prüfsystem (MTS 885 Bionix)

#### 3.2.3 Schwingfestigkeitsuntersuchungen im VHCF Bereich

Das Ermüdungsverhalten von Sonotrodenwerkstoffen bei Lastspielzahlen von bis zu  $2,5 \cdot 10^9$  Zyklen wurde mit Hilfe einer Ultraschallermüdungsanlage untersucht. Im typischen Schweißbetrieb erreichen Sonotroden Lastzyklenzahlen im Bereich  $>5 \cdot 10^8$  (Stefan Zandler, Herrmann Ultraschall GmbH & Co. KG, persönliche Mitteilung, 28.11.2018). Die hier durchgeführten Untersuchungen decken daher die Beanspruchung realer Sonotroden mit deutlicher Sicherheitsreserve ab. Das Prüfsystem basiert auf einem 20 kHz Ultraschallgenerator des Typs Ultraplast der Firma Herrmann Ultraschall, der an ein LabVIEW basiertes Mess- und Regelungssystem gekoppelt ist. Abbildung 3-12 zeigt den Aufbau der Ultraschallprüfanlage im Bereich der Probe. Alle untersuchten Schwingproben wurden mit einem Drehmoment von 10 Nm

mit dem Booster verschraubt. Die Versuche werden wegamplitudengeregt durchgeführt, da die Regelung der Prüfanlage im Prinzip der einer Ultraschallschweißanlage entspricht (siehe Kapitel 2.2). Die resultierenden Spannungen in der Messstrecke der Probe werden mittels FEM ermittelt (siehe Abschnitt 3.3.4). Unabhängig von der Versuchsregelung wird die Wegamplitude der Probenschwingung mittels Laser-Doppler Vibrometer (LDV) erfasst. Das Puls-Pause-Prinzip [151, 154] in Kombination mit drei Vortex Druckluftkühlern verhindert die stetige Erwärmung der Probe. Die hier untersuchten Werkstoffe wurden mit einer Pulszeit von  $t_i = 500 - 1000 \text{ ms}$  und einer Pausenzeit von  $t_i = 1000 \text{ ms}$  bei einer Frequenz von 20 kHz geprüft. Die effektive Prüffrequenz beträgt also bis zu 10 kHz. Die Temperatur wird im Messbereich der Probe mittels Infrarot-Pyrometer erfasst.

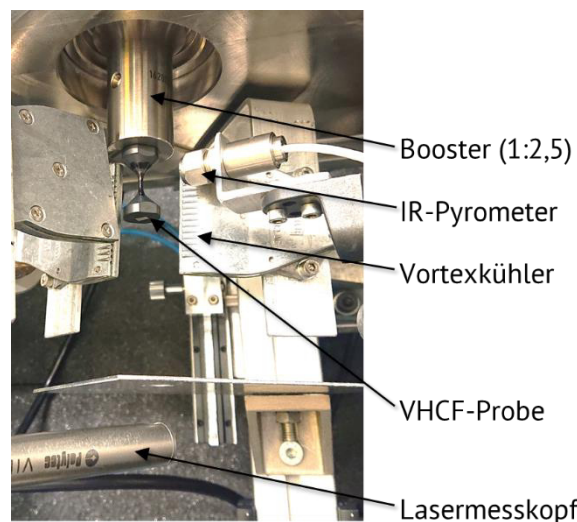


Abbildung 3-12: Versuchsaufbau für Ermüdungsuntersuchungen an Sonotroden-Werkstoffen in der Ultraschallermüdungsanlage

#### 3.2.4 Modalanalyse

Zur Modalanalyse wurde eigens ein Messstand aufgebaut, dessen Messprinzip sich an etablierten Methoden mit kontinuierlicher Anregung orientiert. (siehe Kapitel 2.3.2). Der Aufbau des Messstandes ist in Abbildung 3-13 dargestellt. Der digitale Funktionssignalgenerator eines Oszilloskops (Picoscope 2205A) erzeugt ein sinusförmiges Signal, welches zunächst in einen Verstärker (Monacor AKB-60) und anschließend mit ausreichender elektrischer Spannungsamplitude in den Piezoaktor (PIP-844.60) eingeht. Dieser wandelt die elektrische Sinusschwingung in eine mechanische Sinusschwingung um, welche an der Kontaktfläche des Piezoaktors in die Probe übertragen wird. Die Frequenzantwort in Form der Bewegung der Probe wurde mit Hilfe eines Laser-Doppler Vibrometers Polytec OFV-552 (LDV), sowie eines Vollfeld-

Vibrometers Polytec PSV 500-3D (3D-LDV) und optional mittels induktivem Ultraschallmesskopf USM 3.1 der Firma Rittmeyer (USM) erfasst. Das Ausgangssignal wird mit Hilfe einer Fast Fourier Transformation (FFT) analysiert, anhand welcher die Eigenfrequenzen und die modalen Dämpfungsverhältnisse ermittelt werden können. Das 3D-LDV ermöglicht zudem die Visualisierung der Schwingungsform der Moden.

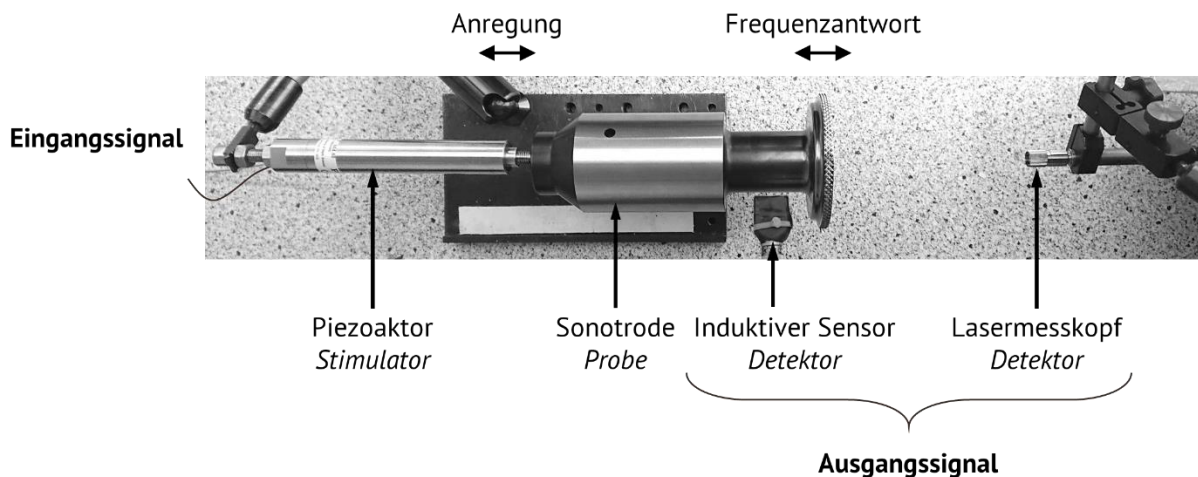


Abbildung 3-13: Aufbau des Messstandes zur Modalanalyse

#### 3.2.5 Charakterisierung der Mikrostruktur

Zur mikrostrukturellen Charakterisierung der ultraschallgeschweißten Verbunde sowie der Sonotrodenwerkstoffe wurden verschiedene Verfahren genutzt. Zur Verarbeitung und Speicherung der Aufnahmen wurde die Software „Imagic im Client“ der Imagic Bildverarbeitung AG verwendet. Die lichtmikroskopische Betrachtung der Ausgangswerkstoffe sowie der ultraschallgeschweißten Verbunde wurde an einem Auflichtmikroskop des Typs DM6000 von Leica Mikrosysteme durchgeführt. Die Aufnahme der Bilder erfolgte mit einer Kamera des Typs Prog-Res SpeedXT core 5 der Jenoptik AG. Die Bruchflächenanalyse im Rahmen der Sonotrodenentwicklung wurde mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) des Typs FEI Quanta 600 durchgeführt. Verteilungen der Elemente wurden mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) mit einem Detektor des Typs INCA x-act der Firma Oxford Industries durchgeführt. Die Ermittlung von Kornorientierungen mittels Elektronenrückstreubeugung (EBSD) erfolgte über einen Detektor der Firma Oxford.

Zur Überprüfung eines spaltfreien Kontaktes zwischen Ti6Al4V-Fitting und CF-PEEK-Rohr als Grundvoraussetzung für den orbitalen Ultraschallschweißprozess wurden die übermaßgepassten Hybridverbindungen mittels 3D-Röntgentomographie beim Dienstleister „dim – Dienste Industrielle Messtechnik GmbH“ überprüft.



### 3.2.6 Schwingungsanalyse im Schweißprozess mittels Laser-Doppler Vibrometrie

Zur Charakterisierung des Schwingverhaltens der Fügepartner während des Schweißprozesses wurde deren Auslenkung senkrecht zur Messachse auf der Blechoberfläche mit Hilfe eines in plane Vibrometers vom Typ Polytec LSV-065-306-F ermittelt. Der Messaufbau ist schematisch in Abbildung 3-14 dargestellt. Der Lasermesskopf emittiert zwei Laserstrahlen, die sich in einem Punkt treffen müssen und dadurch den Arbeitsabstand von 30 cm vorgeben.

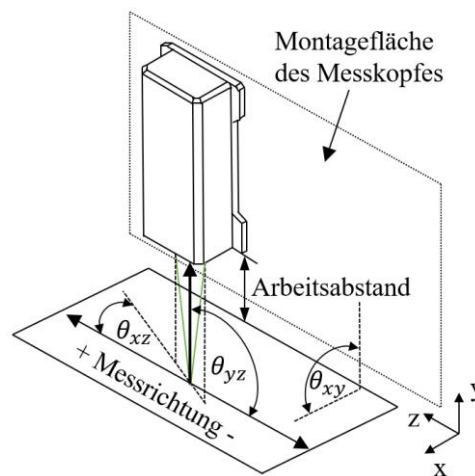


Abbildung 3-14: Ausrichtung des Laserkopfes des in plane LDV zur Bestimmung der Amplitude auf der Blechoberseite der Fügepartner [155]

### 3.2.7 Verschleißmessung an der Sonotrodenkoppelfläche

Zur Beurteilung des Verschleißverhaltens der Sonotroden in Abhängigkeit der Struktur der Sonotrodenkoppelfläche wurde die Veränderung der Profilierung zweier Sonotroden mit rillenförmiger- und pyramidalen Struktur im Laufe des Schweißbetriebes erfasst. Nach kumulierten Schweißnahtlängen von 0,4 m, 10 m und 40 m zur Erzeugung von Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindungen wurde die Oberfläche der Sonotrodenkoppelfläche im Mikroskop vermessen. Das Prinzip der Ermittlung des Abtrags beider Strukturen ist schematisch in Abbildung 3-15 zur Verschleißbeschreibung dargestellt. Die Sonotrodenkoppelfläche wird im Mikroskop von oben betrachtet. Die roten gestrichelten Pfeile zeigen die messbare Größe der Oberfläche der Sonotrodenkoppelfläche an. Da die Geometrie im Ausgangszustand bekannt ist, kann anhand der Vermessung der Oberfläche und einer bemaßten Zeichnung der Strukturierung im Ausgangszustand der Abtrag relativ gemessen werden.

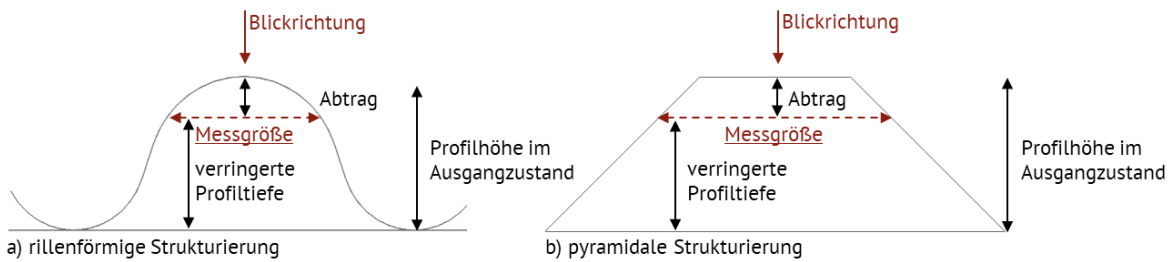


Abbildung 3-15: Prinzip der Bestimmung des Abtrags über die Vermessung der Sonotrodenkoppelfläche im Lichtmikroskop

Die Verschleißuntersuchungen wurden parallel zur Prozessentwicklung durchgeführt, bei der beide Sonotroden in entsprechenden Schweißversuchen mit Amplituden von 26  $\mu\text{m}$  bis 52  $\mu\text{m}$ , Schweißkräften von 100 N und 350 N und Sonotrodengeschwindigkeiten von 2 mm/s bis 7 mm/s. Beide Sonotroden wurden mit einem sehr ähnlichen Spektrum an Schweißparametern eingesetzt und dadurch vergleichbaren Beanspruchungen ausgesetzt.

### 3.3 Rechenmodelle für die Finite Elemente Methode

Die Sonotrodenentwicklung erfolgte zu großen Teilen auf Basis der Finite Elemente Methode (FEM). Zudem wurde die Entwicklung des Schweißprozesses von einigen FE-Modellen begleitet. Für jede Problemstellung musste ein entsprechendes Modell erstellt werden, und die berechneten Ergebnisgrößen müssen immer im Kontext zum entsprechenden Modell betrachtet werden. Die FE-Modelle sind daher im Zusammenhang mit den Ergebnissen genau erläutert. Alle Modelle wurden mit Hilfe von Simulia Abaqus des Softwareentwicklers Dassault Systèmes erstellt und berechnet. Entscheidend für die Aussagekraft der berechneten Größen sind die Randbedingungen und die Auslegung der Elemente bzw. der Vernetzung (siehe Kapitel 2.4). Zur Bestimmung geeigneter Parameter für die Vernetzung wurden Konvergenzstudien für alle Modelle durchgeführt. Dabei wurde die Größe der Elemente bis zur Konvergenz der errechneten Größen verringert.

#### 3.3.1 Sonotroden: Modalanalyse (Modell I)

Zur Auslegung der Sonotroden auf eine Arbeitsfrequenz von 20 kHz wurden die Eigenfrequenzen und Schwingungsformen mit Hilfe der linearen Störfeldtheorie als Funktion der Geometrie und der Werkstoffeigenschaften frei schwingender Sonotroden bestimmt. Gewinde und Bohrungen wurden zur Vereinfachung im Modell nicht berücksichtigt. Der Elastizitätsmodul, die

Massendichte sowie die Querkontraktionszahl der untersuchten Werkstoffe wurden in das Modell integriert. Dämpfungseigenschaften können über die lineare Störfeldtheorie nicht berücksichtigt werden. Die Vernetzung erfolgte mit ca. 3 mm großen tetraedrischen Elementen (C3D10), mit quadratischer Ansatzfunktion. Ein beispielhaftes FE-Modell inklusive Vernetzung ist in Abbildung 3-16 dargestellt.

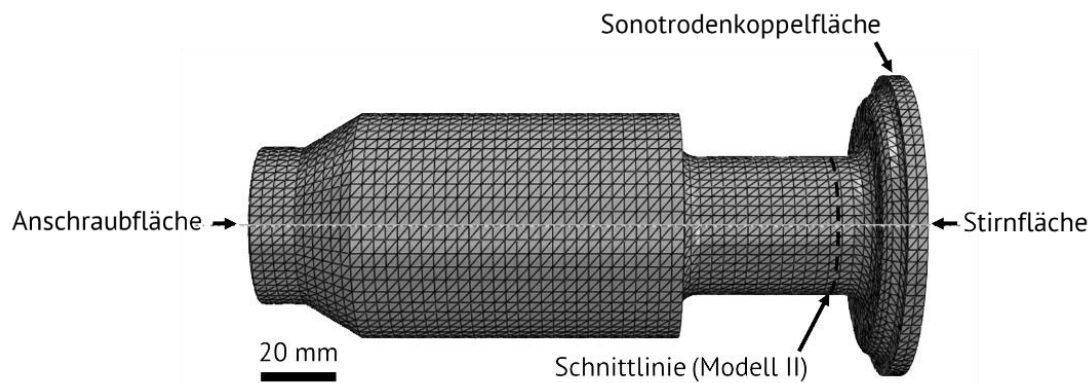


Abbildung 3-16: FE-Modell zur rechnerischen Modalanalyse von Sonotroden in Simulia Abaqus (Modell I)

Die Modalanalyse im FE-Modell stimmt nicht exakt mit den realen Frequenzen überein. Hintergrund sind zum einen Angaben zu Werkstoffeigenschaften, die fehlerhaft sein können, und die Vernachlässigung des Dämpfungsverhältnisses. Zudem werden die Eigenfrequenzen durch die Wärmebehandlung (WBH) der Werkstoffe beeinflusst. Obwohl es Hinweise darauf gibt, dass die Wärmebehandlung die Dämpfungseigenschaften beeinflusst [105], sind die genauen Ursachen für die Änderung der Eigenfrequenzen noch unklar. Um die Sonotroden präzise auslegen zu können, wurden daher im Vorfeld Versuche an stabförmigen Proben durchgeführt, die mit Hilfe der FEM auf eine longitudinale Mode bei 20 kHz ausgelegt wurden und anschließend vor und nach der Wärmebehandlung über eine Modalanalyse charakterisiert wurden. Die Frequenzen der longitudinalen Mode eines Stabes in der FEM ( $f_{\text{Ziel},1}$ ), vor der WBH ( $f_{\text{EMA},1}$ ) und nach der WBH ( $f_{\text{EMA},2}$ ) zur Ermittlung der Zielfrequenz für die präzise Auslegung der Sonotrodengeometrie ( $f_{\text{Ziel},2}$ ) sind in Tabelle 3-11 aufgelistet. Alle Sonotroden wurden anhand der hier ermittelten Zielfrequenzen ( $f_{\text{Ziel},2}$ ) ausgelegt.

Tabelle 3-11: Frequenzen der longitudinalen Mode eines Stabes in der FEM ( $f_{Ziel,1}$ ), vor der WBH ( $f_{EMA,1}$ ) und nach der WBH ( $f_{EMA,2}$ ) zur Ermittlung der Zielfrequenz für die präzise Auslegung der Sonotrodengeometrie ( $f_{Ziel,2}$ )

	$f_{Ziel,1}$ FEM	$f_{EMA,1}$ vor WBH	$f_{EMA,2}$ nach WBH	$\Delta f_{(Ziel,1)-(EMA,2)}$	$f_{Ziel,2}$ FEM
	Rundstab	Rundstab	Rundstab		Sonotrode
RexM4	20 kHz	21,3 kHz	20,7 kHz	-0,7 kHz	<b>19,3 kHz</b>
WFN	20 kHz	20,7 kHz	20,4 kHz	-0,4 kHz	<b>19,6 kHz</b>
MC90	20 kHz	21,3 kHz	21,0 kHz	-1,0 kHz	<b>19,0 kHz</b>

#### 3.3.2 Sonotroden: Spannungsverteilung (Modell II)

Die mechanischen Spannungen, die durch die Schwingung der Sonotrode auftreten, werden in einem separaten FE-Modell betrachtet. Die maximale Auslenkung und die größten mechanischen Spannungen treten im Bereich der Sonotrodenkoppelfläche auf. Daher wird nur der dafür relevante Teil der Sonotrode modelliert und mittels statischer Spannungsanalyse unter Berücksichtigung des Elastizitätsmoduls und der Querkontraktion berechnet. Abbildung 3-17 zeigt das FE-Modell sowie die partiell feinere Vernetzung mit ca. 0,5 mm großen tetraedrischen Elementen (C3D10) mit quadratischer Ansatzfunktion. Die feine Vernetzung ist erforderlich, um eine Konvergenz der berechneten Spannungen zu ermöglichen. Diese wird aber nur partiell durchgeführt, um die Rechenzeit gegenüber einer durchgehend feinen Vernetzung zu reduzieren. Die Schnittlinien in Abbildung 3-16 und Abbildung 3-17 verdeutlichen den untersuchten Sonotrodenausschnitt. Die Berechnung eines Ausschnitts des Sonotrodentellers hätte eine Veränderung des Spannungszustandes zur Folge bzw. erfordert komplexe Randbedingungen, die hier nicht betrachtet wurden. Über die Schnittfläche wird die Sonotrode gegen Verschiebungen in alle Raumrichtungen fixiert. Eine axiale Auslenkung der Sonotrodenkoppelfläche erfolgt in Pfeilrichtung. Dadurch verformt sich die Sonotrode entsprechend der longitudinalen Mode, was in einer ergänzenden dynamischen Berechnung der Frequenzantwort auf eine Anregung abgeglichen wurde.

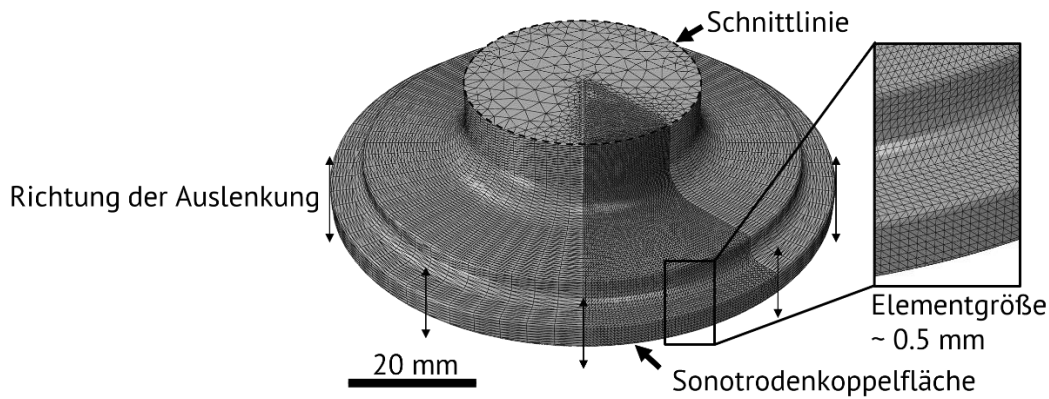


Abbildung 3-17: FE-Modell zur Berechnung der Spannungen durch die mechanische Schwingung im Bereich des Sonotrodentellers

### 3.3.3 Sonotroden: Spannungszustand im Bereich der Sonotrodenkoppelfläche und im oberen Fügepartner in Abhängigkeit der Strukturierung

Die Spannungen, die beim Schweißen an der Sonotrodenkoppelfläche (SKF) auftreten, wurden mit Hilfe eines FE-Modells abgeschätzt, um das Verschleißverhalten der Sonotrode sowie die Relation zwischen der Profilierung der Sonotrodenkoppelfläche zur Verbundqualität bewerten zu können. Die FE-Modelle zur Berechnung der Spannungszustände für eine pyramidale und eine rillenförmige Profilierung sind in Abbildung 3-18 dargestellt.

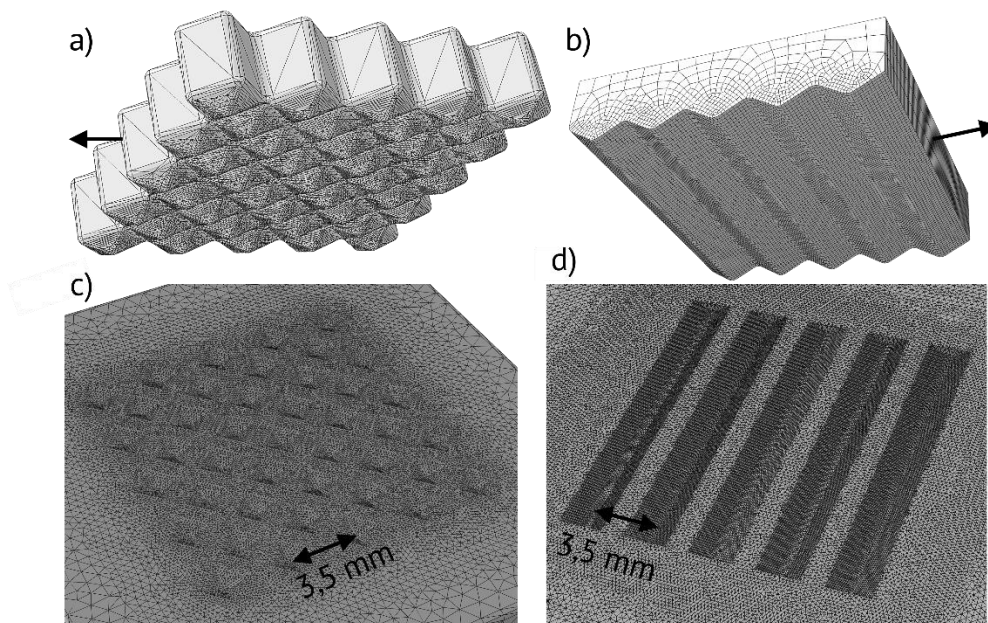


Abbildung 3-18: FE-Modell zur Berechnung der Spannungszustände im Bereich der SKF einer a<sub>I</sub>) pyramidalen Strukturierung und b<sub>II</sub>) rillenförmige Strukturierung und im oberen Fügepartner a<sub>I</sub>) und b<sub>II</sub>)

Das Modell besteht aus einem Profil, das die SKF repräsentiert, und dem unteren Fügepartner als Negativ zur Struktur der SKF, um den Sonotrodenabdruck darzustellen. Ein Rillenprofil sowie eine pyramidale Struktur wurden verglichen. Die Oberfläche der SKF befindet sich im Reibkontakt mit dem oberen Fügepartner unter der Annahme eines Reibungskoeffizienten von 0,5 [156]. Die SKF wurde in Pfeilrichtung um 10  $\mu\text{m}$  verschoben und der Fügepartner wurde über die äußeren Flächen gegen Verschiebungen in alle Raum- und Rotationsrichtungen fixiert, um eine elastische Verformung im Bereich des Kontaktes zu ermöglichen. Für die SKF wurden die elastischen Eigenschaften des Sonotrodenwerkstoffs MC90 und für den oberen Fügepartner die Eigenschaften von Ti6Al4V hinterlegt, die in Tabelle 3-12 aufgelistet sind.

Tabelle 3-12: Berücksichtigte mechanische Eigenschaften des oberen Fügepartners (Ti6Al4V) und der SKF einer Sonotrode (MC90)

	Ti6Al4V [11]	MC90 [157]
Elastizitätsmodul in GPa	110,0	223,3
Querkontraktionszahl	0,34	0,20

Die Vernetzung erfolgte über tetraedrische Elemente (C3D10) mit quadratischer Ansatzfunktion und einer Größe von ca. 0,25 mm im Bereich der SKF sowie 0,2 mm im Bereich des Sonotrodenabdruckes im oberen Fügepartner. Die Berechnung erfolgte mittels statischer Spannungsanalyse.

#### **3.3.4 VHCF-Proben: Auslegung der Geometrie und Spannungsanalyse**

Zur Auslegung der VHCF-Proben für Schwingfestigkeitsuntersuchungen ausgewählter Sonotrodenwerkstoffe wurden analog zur Sonotrodenauslegung FE-Modelle erstellt, um die Eigenfrequenzen und Modalformen mittels linearer Störfeldtheorie bestimmen zu können. Das Gewinde zur Befestigung im Booster wurde hierzu nicht berücksichtigt. Bei Betrachtung der Akustik gehört das Gewinde der Probe durch die Verschraubung zum Booster. Die Vernetzung erfolgte mit einer Elementgröße von ca. 0,7 mm. Die Spannungsberechnung bei Auslenkungen bis zu 20  $\mu\text{m}$  erfolgte in drei Rechenschritten (5, 10, 20  $\mu\text{m}$ ) im gleichen Modell über eine statische Spannungsanalyse. Abbildung 3-19 zeigt eine VHCF-Probe im FE-Modell mit Vernetzung. Zur Bestimmung der Spannungen wurde die Oberseite der Probe gegen alle Raum-

und Rotationsrichtungen fixiert und die Unterseite in Pfeilrichtung ausgelenkt. Dadurch verformt sich die Probe entsprechend der longitudinalen Mode, was in einer ergänzenden dynamischen Berechnung der Frequenzantwort auf eine Anregung abgeglichen wurde.

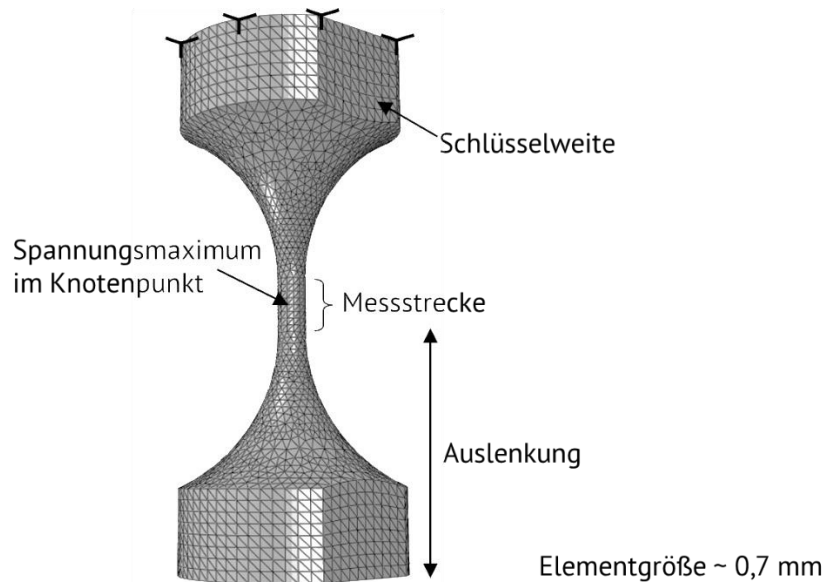


Abbildung 3-19: FE-Modell zur rechnerischen Modalanalyse in Simulia Abaqus (Modell I)

#### 3.3.5 Schweißverbindungen: Spannungszustand als Funktion der Anzahl, Position und Geometrie der Schweißnähte

Zur Bestimmung der Spannungszustände in Schweißverbindungen aus einer Titan-Legierung und einem kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff (CF-PEEK) unter Zug- und Innendruckbeanspruchung wurden zweidimensionale FE-Modelle hybrider Verbindungen erstellt, wobei die Rotationssymmetrie der orbitalgeschweißten Verbunde berücksichtigt wird. Die Symmetrieachse ist dabei so positioniert, dass der Innendurchmesser des Modells 23,5 mm beträgt. In der Übersicht sind a) ein translatorisch geschweißter und b) ein orbital geschweißter Verbund mit zwei Schweißnähten unter Zugscherbeanspruchung sowie c) ein orbital geschweißter Verbund unter Innendruckbeanspruchung dargestellt (Abbildung 3-20). Die Fügezone des vereinfachten Verbundes aus Ti6Al4V, PEEK und CF-PEEK und die Vernetzung über quadratische Elemente (CPS3) mit linearer Ansatzfunktion und einer Größe von partiell 0,001 mm sind in Abbildung 3-20 d) abgebildet. Zur Simulation eines Zugscherversuchs (a und b) wird der untere Fügepartner an einer Blechkante fixiert (rechts) und der obere Fügepartner mit einer Spannung von 100 MPa bei translatorisch und 400 MPa bei orbital geschweißten Verbunden beansprucht (links). Eine Zugscherbeanspruchung von 100 MPa entspricht bei einer Blechbreite von 30 mm

einer Zugscherkraft von 6 kN und liegt damit im Bereich einer realen translatorisch geschweißten Zugscherprobe. Eine Zugscherbeanspruchung von 398 MPa bei orbitalgeschweißten Verbindungen entspricht einer Zugscherkraft von 81,7 kN bei einer Stirnfläche von 205 mm<sup>2</sup>. Beim simulierten Innendruckversuch wurde ein konstanter Innendruck von 960 bar vorgegeben bei dem nach der Kesselformel der axiale Anteil der Kraft 81,7kN entspricht [158].

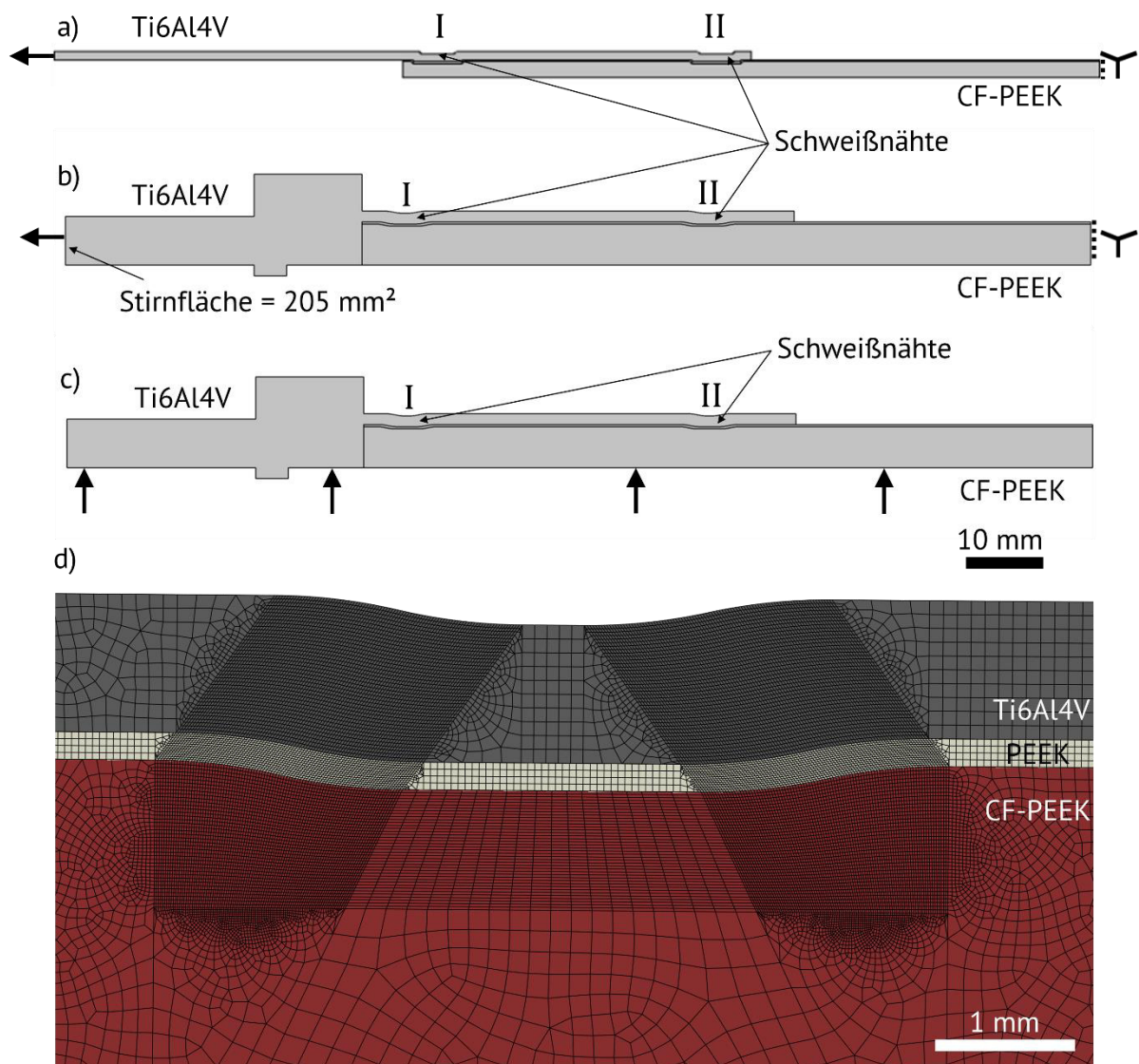


Abbildung 3-20: Modelle a) eines translatorisch geschweißten und b) eines orbital geschweißten Verbundes mit zwei Schweißnähten unter Zugscherbeanspruchung sowie c) eines orbital geschweißten Verbundes unter Innendruckbeanspruchung und d) der Fügezone des vereinfachten Verbundes aus Ti6Al4V, PEEK und CF-PEEK inklusive der Vernetzung dieses Bereiches



Der Einfluss der Überlapplänge, des Radius, der Breite, der Anzahl und der Position der aufgetragenen Schweißnähte wurde anhand dieser Modelle untersucht, um diese theoretisch ermittelten Erkenntnisse auf experimentelle Schweißversuche übertragen und dadurch Schweißversuche und Proben einsparen zu können. Hierzu wurden ein translatorisch und ein orbital geschweißter Verbund modelliert und simuliert. Beide Verbundarten bestehen aus Ti6Al4V als oberen und CF-PEEK als unteren Fügepartner. Eine Zugscherbeanspruchung wurde für beide Verbundarten simuliert und für den rohrförmigen Verbund zusätzlich eine Innendruckbeanspruchung betrachtet. Der genaue Verbindungsmechanismus einer ultraschallgeschweißten Verbindung ist unbekannt und kann somit auch nicht über Kontaktbedingungen in der Simulation berücksichtigt werden. Dennoch kann der Spannungszustand anhand dieses Modells abgeschätzt werden [159]. Eine PEEK-Schicht, die fest mit dem CF-PEEK verbunden ist, wird zwischen den Fügepartnern eingesetzt, um eine realitätsnahe Verbindung dazustellen. Im Bereich der Schweißnaht ist das Titan mit dem PEEK fest verbunden („tied constraint“). Ein Versagen des Verbundes im Bereich der Grenzschichten ist dadurch unmöglich. Die Spannungen wurden unter der Berücksichtigung elastischer und plastischer Verformung mit den in Tabelle 3-13 aufgelisteten Werkstoffeigenschaften berechnet. In einem bilinearen Ansatz erfolgt die Verformung bis zur Streckgrenze  $R_e$  elastisch mit der Steigung des Elastizitätsmoduls und im weiteren Verlauf plastisch mit der Steigung zwischen  $R_e$  und  $R_{p0,2}$ .

Tabelle 3-13: Berücksichtigte mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur der Einzelkomponenten des Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbundes [11]

	Ti6Al4V	CF-PEEK	PEEK
Elastizitätsmodul in GPa	110,0	50,0	4,2
Querkontraktionszahl	0,34	0,42	0,38
Streckgrenze $R_e$ in MPa	880	201	100
Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa	900	217	105

## 4 Kontinuierliches Ultraschallschweißen von Titan und CFK

Der kontinuierliche Ultraschallschweißprozess wurde für ebene und rohrförmige Probengeometrien betrachtet. Dafür wurde jeweils ein Schweißsystem auf Basis einer Rollnahtschweißanlage vom Typ Branson Ultraseam 20 für das translatorische Ultraschallschweißen ebener Bleche sowie für das orbitale Ultraschallschweißen rohrförmiger Strukturen entwickelt. Im Folgenden werden die Entwicklung der Sonotroden, der Schweißsysteme, die Prozessanalyse und die Charakterisierung der ultraschallgeschweißten Verbunde beschrieben.

### 4.1 Sonotroden zum Ultraschallschweißen von Titan

Das Ultraschallschweißen von Titan erfordert besonders robuste Sonotroden, da die Härte, die Festigkeit und die vergleichsweise geringe Wärmeleitfähigkeit zu einer hohen mechanischen und thermischen Beanspruchung der Sonotrode führen. Um eine hoch beanspruchbare Metall/CFK-Verbindung erzeugen zu können, muss die Sonotrode zudem mit hoher Sonotrodenwegamplitude schwingen, die mit großen mechanischen Spannungen einhergeht. Der Werkstoff, die Geometrie und die Sonotrodenkoppelfläche müssen daher speziell für das Ultraschallschweißen von Titan ausgelegt werden. Abbildung 4-1 zeigt anhand einer M-R-USS Sonotrode jene Parameter, die bei der systematischen Auslegung einer Sonotrode berücksichtigt werden müssen.

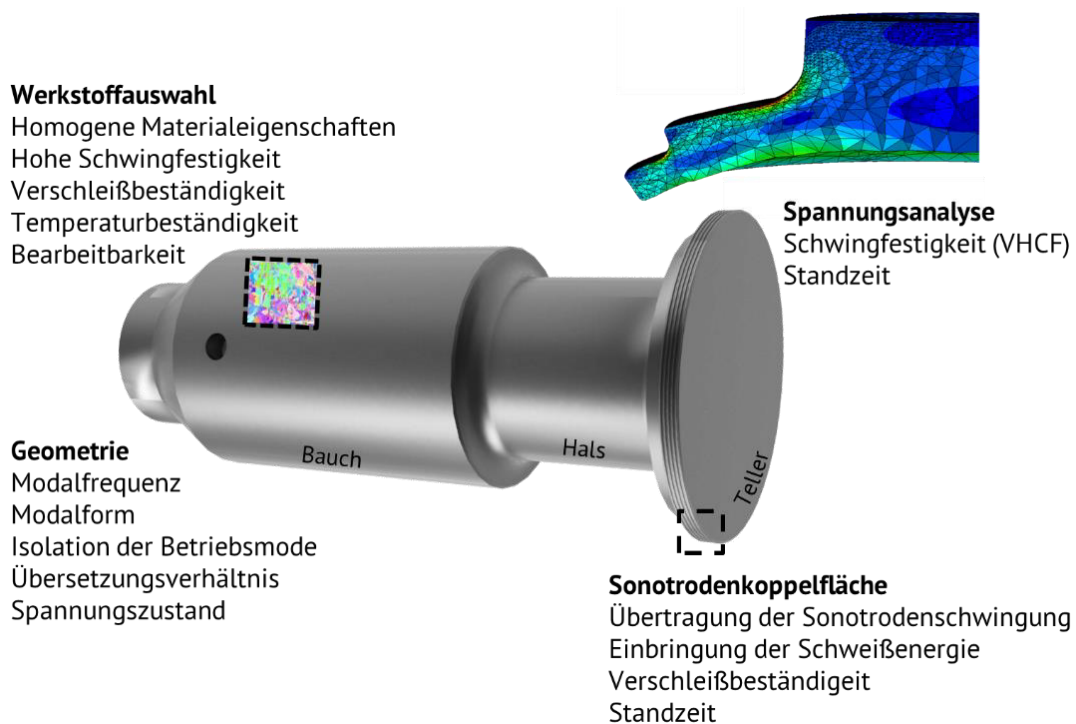


Abbildung 4-1: Anforderungen an den Werkstoff und die Geometrie am Beispiel einer Rollnahtschweißsonotrode

### 4.1.1 Werkstoffauswahl für robuste Ultraschallschweißsonotroden

Für ein gleichförmiges Schwingungsprofil der Sonotrode sowie für eine gleichmäßige Verteilung mechanischer Spannungen sind homogene akustische und mechanische Werkstoffeigenschaften essentiell. Daher sind vorrangig Werkstoffe mit feiner Mikrostruktur interessant, wie pulvermetallurgisch hergestellte Sinterwerkstoffe. Eine feine Mikrostruktur und kleine Partikelgrößen verstärkender Phasen begünstigen zudem das Ermüdungsverhalten der Werkstoffe [160, 161].

Da bei einer Arbeitsfrequenz von 20 kHz in sehr kurzer Zeit Lastwechselzahlen im Bereich von  $10^8$  erreicht werden, sollte bei der Werkstoffauswahl die Schwingfestigkeit für sehr hohe Lastzyklenzahlen (VHCF  $N \gg 10^8$ ) berücksichtigt werden. Die Temperaturbeständigkeit ist vor allem für das M-USS entscheidend, da die Sonotrode beim Schweißen lokal hohen Temperaturen ausgesetzt wird. Ausreichende Festigkeit und Härte müssen hier auch bei erhöhten Temperaturen von bis zu 700°C gewährleistet sein. Eine hohe Verschleißbeständigkeit ist für die reine Funktionsweise, der Oszillation in Resonanz bei der Arbeitsfrequenz, nicht entscheidend. Wirtschaftlich betrachtet sorgt eine hohe Verschleißbeständigkeit allerdings für längere Standzeiten und dadurch geringere Prozesskosten. Üblicherweise erfolgt die Formgebung einer Sonotrode über einen spanenden Prozess. Eine entsprechende Bearbeitbarkeit ist daher ebenfalls eine Anforderung an den Sonotrodenwerkstoff.

Die Werkstoffauswahl hängt grundsätzlich von den Anforderungen der Fügepartner an die Sonotrode ab. Die Sonotrode muss immer signifikant härter sein als der obere Fügepartner, da sonst nicht ausreichend Schweißenergie in die Fügezone eingebracht werden kann und die Sonotrode beim Schweißen beschädigt wird. Beim M-USS stehen daher die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur und bei erhöhten Temperaturen, ebenso wie das tribologische Verhalten im Vordergrund. Zum Verschweißen von Titan und CFK wurden vielversprechende pulvermetallurgisch hergestellte Werkstoffe untersucht. Jeder potentielle Sonotrodenwerkstoff weist charakteristische Eigenschaften auf, bei denen die Widerstandsfähigkeit gegenüber Titan im Fokus steht. Der Schnellarbeitsstahl CPM RexM4 (Zapp Materials Engineering GmbH), der Metall-Matrix Verbundwerkstoff Ferrotitanit WFN (Deutsche Edelstahlwerke) und die FeCoMo-Legierung MC90 Intermet (Böhler voestalpine) werden im Rahmen dieser Arbeit als potentielle Sonotrodenwerkstoffe für Titan-Fügepartner untersucht und bewertet.

#### 4.1.1.1 Schnellarbeitsstahl CPM REXM4

Beim Schnellarbeitsstahl (HSS) CPM RexM4 handelt es sich um einen hochlegierten Werkzeugstahl mit typischen verstärkenden Chrom, Vanadium-, Wolfram und Molybdänkarbiden ( $M_xC$ , mit  $M = Cr, V, W, Mo$  [162, 163]). In Tabelle 4-1 ist die chemische Zusammensetzung zusammengefasst. Vanadium, Molybdän und Wolfram bilden Karbide, die festigkeitssteigernd wirken und die Härte erhöhen. Chrom steigert zudem die chemische Beständigkeit. [164]

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung des HSS CPM RexM4 in Gew.% [165]

Fe	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	W
79,3%	1,4%	0,3%	0,3%	4%	4%	5,2%	5,5%

Eine homogene Verteilung der Karbide sowie eine feine Kornstruktur sind charakteristisch für CPM RexM4. Im Vergleich zu anderen Schnellarbeitsstählen bietet RexM4 eine höhere Zähigkeit in Form der Kerbschlagarbeit [165]. Die Sonotrodenschwingung in Kontakt zum metallischen Fügepartner während des Schweißprozesses entspricht einer hochdynamischen Beanspruchung, wie eine Kerbschlagbeanspruchung wobei die Geschwindigkeiten des Kerbschlagbiegehammers und der Sonotrodenkoppelfläche in der gleichen Größenordnung bis  $10^1$  m/s liegen. Eine hohe Zähigkeit geht mit einer höheren Bruchzähigkeit einher und soll daher einem Versagen der Sonotrode vorbeugen [166].

Eine elektronenmikroskopische Aufnahme sowie die Verteilung der Elemente, die über Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) ermittelt wurde, sind in Abbildung 4-2 dargestellt. Im Sekundärelektronenbild sind die fein verteilten Karbide mit einer Größe von  $0,2 - 3 \mu m$  sehr gut erkennbar. Die etwas feineren, vanadiumreichen Karbide grenzen sich durch die Verteilung des Vanadiums ab, wohingegen molybdän- und wolframreiche Karbide, die auf Grund der höheren Massendichte im Sekundärelektronenbild heller erscheinen, nicht exakt differenzierbar sind. Nichtsdestotrotz lässt sich die gleichmäßige Verteilung der verfestigenden Ausscheidungen im Werkstoff erkennen.

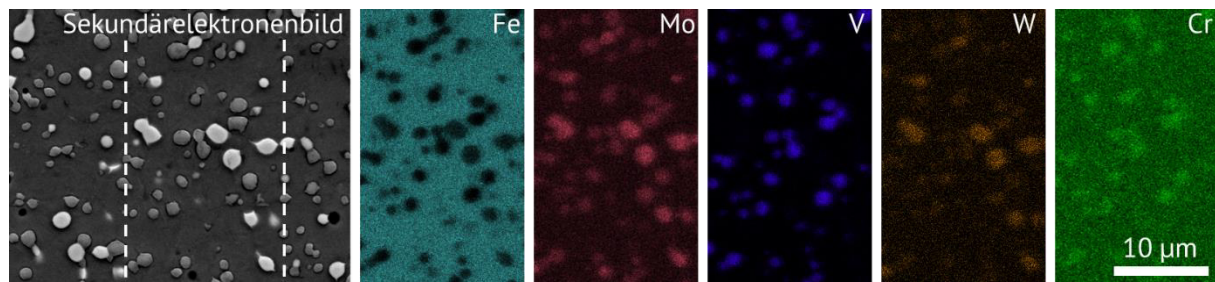


Abbildung 4-2: Verteilung der Karbide im Sekundärelektronenbild und Konzentrationen der chemischen Elemente in RexM4, aufgenommen mittels EDX im REM

#### 4.1.1.2 Metall-Matrix-Verbund Ferrotitanit WFN

Der Metall-Matrix-Verbund (MMC) Ferrotitanit WFN besteht aus 33% molybdänhaltiger TiC Hartstoffphase (TiC und TiC+Mo) sowie Cr-reichen Carbiden, eingebettet in einer martensitischen Stahlmatrix. Die chemische Zusammensetzung der Matrix ist in Tabelle 4-2 aufgelistet. Für die Martensitbildung sind Eisen und Kohlenstoff ausreichend, durch Chrom und Molybdän wird die chemische Beständigkeit und die Temperaturbeständigkeit gesteigert. [167, 168]

Tabelle 4-2: Chemische Zusammensetzung der Matrix des MMCs Ferrotitanit WFN in Gew.% [167]

Stahlmatrix (67%)				Hartstoffphase (33%)
Fe	C	Cr	Mo	TiC
82,75%	0,75%	13,5%	3,0%	100%

Ferrotitanit WFN zeichnet sich durch eine ausgezeichnete Verschleißbeständigkeit und sehr hohe Härte aus (70 HR<sub>C</sub>). Zudem ist die Steifigkeit vergleichsweise hoch (E = 294 GPa). WFN bietet durch eine feine Kornstruktur und kleine TiC-Partikel ein homogenes Gefüge im Vergleich zu anderen MMC. [167]

Die relativ geringe Massendichte ( $\rho = 6,5 \text{ g/cm}^3$ ) ist ebenfalls vorteilhaft für ein dynamisch betriebenes Werkzeug wie Ultraschallschweißsonotroden [169]. Ferrotitanit Sonotroden werden bereits konventionell zum Verschweißen weicher Nichteisenmetalle eingesetzt (Oktay Gültekin, Branson Ultraschall GmbH, persönliche Mitteilung, 17.03.2017). Abbildung 4-3 zeigt die gleichmäßig verteilten molybdathaltigen Titankarbide (TiC) sowie chromreiche Titankarbide in der Stahlmatrix. Die Karbide erscheinen im Kontrastbild der EDX-Messung als durchgehende Bereiche. Die tatsächliche Größe lässt sich daher in dieser Darstellung nicht ermitteln.

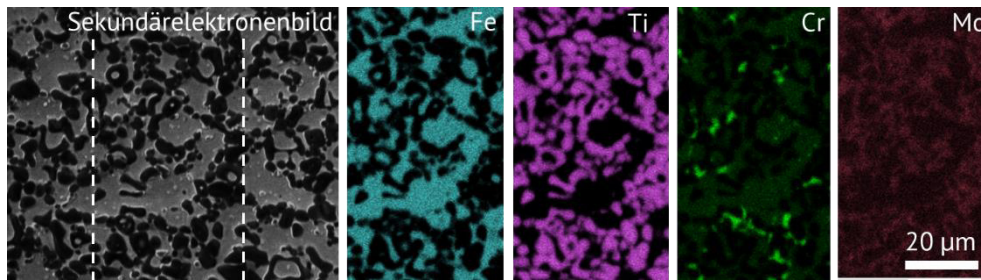


Abbildung 4-3: Verteilung der Karbide im Sekundärelektronenbild und Konzentrationen der chemischen Elemente in WFN, aufgenommen mittels EDX im REM

#### 4.1.1.3 Fe-Co-Mo-Legierung Böhler MC90 Intermet

Die kohlenstofffreie Fe-Co-Mo Legierung MC90 Intermet wurde zur spanenden Bearbeitung von Ti6Al4V entwickelt. Eine fein verteilte intermetallische Ausscheidung, die als  $\mu$ -Phase bezeichnet wird ( $(\text{Fe},\text{Co}_7)\text{Mo}_6$  [170]), eingebettet in eine martensitische Matrix, ist für die Härte verantwortlich. [171 bis 173] Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4-3 aufgelistet.

Tabelle 4-3: Chemische Zusammensetzung der Fe-Co-Mo Legierung Böhler MC90

Intermet in Gew. %				
Fe	Si	Mn	Mo	Co
59,2%	0,6%	0,2%	15%	25%

Eine hohe Verschleißbeständigkeit gegenüber Titan, eine hohe Härte und die Temperaturbeständigkeit der Härte und Festigkeit über 700°C wie eine hohe Wärmeleitfähigkeit sind vielversprechende Eigenschaften für den Einsatz in robusten Ultraschallschweißsonotroden zum Verschweißen von Titan. (Andreas Seißer, Böhler voestalpine, persönliche Mitteilung, 23.08.2018)

Abbildung 4-4 zeigt das Sekundärelektronenbild und die Verteilung der Legierungselemente im MC90. Eisen und Kobalt sind homogen verteilt, wohingegen Molybdän in gleichmäßig verteilten Partikeln mit einer Größe von bis zu 5  $\mu\text{m}$  vorliegt. Im Sekundärelektronenbild erscheinen zudem sehr kleine Phasenbereiche  $\ll 1 \mu\text{m}$ , die in der EDX-Messung nicht aufgelöst werden können.

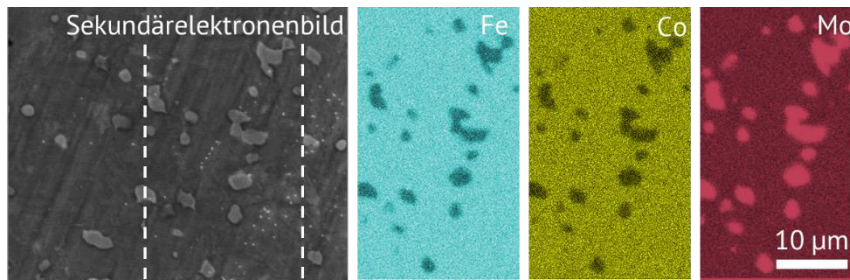


Abbildung 4-4: Verteilung der Karbide im Sekundärelektronenbild und Konzentrationen der chemischen Elemente in MC90, aufgenommen mittels EDX im REM

### 4.1.1.4 Übersicht der Werkstoffeigenschaften potentieller Sonotrodenwerkstoffe

In der folgenden Tabelle 4-4 sind relevante Werkstoffeigenschaften der vorgestellten Sonotrodenwerkstoffe zusammengefasst. Der Elastizitätsmodul, die Massendichte und die Querkontraktionszahl sind für die Auslegung der Geometrie entscheidend. Die Bearbeitbarkeit ist hier zum Wirtschaftlichkeitsvergleich der untersuchten Werkstoffe angegeben und wurde anhand von Aussagen der metallbearbeitenden Betriebe abgeschätzt, die im Rahmen dieser Untersuchung die entsprechenden Sonotroden gefertigt haben. Das Verschleißverhalten ist eine Systemgröße, die zum einen die Standzeit der Sonotrode bestimmt, aber auch die Eignung für das Ultraschallschweißen von Titan kennzeichnet, da ein hoher Verschleiß während des Schweißprozesses dazu führen kann, dass die Schweißenergie aufgrund des Abtrages der Profilierung dissipiert und nur partiell in die Fügezone eingebracht werden kann. Infolgedessen kommt keine feste Verbindung zustande. Die Härte ist ein Anhaltspunkt, um das Verschleißverhalten in einem System aus Sonotrodenwerkstoff und Titan abschätzen zu können, wobei möglichst hohe Härten angestrebt werden. RexM4, WFN und MC90 werden durch Fremdphasen verstärkt, die im Wesentlichen die Härte des Werkstoffs bestimmen [144]. Diese Fremdphasen beeinflussen allerdings die Schwingfestigkeit unter dynamischer Beanspruchung. Harte Phasen in weicherer Matrix können zu Spannungsüberhöhungen im Grenzbereich zwischen verstärkender Phase und Matrix führen und so Risse indizieren. Eine homogene Verteilung der möglichst kleinen Phasen ist vorteilhaft [160, 161]. Aus diesem Grund sind insbesondere die Mikrostrukturen von RexM4, WFN und MC90 relevant für den Einsatz in Ultraschallschweißsonotroden.

Tabelle 4-4: Werkstoffeigenschaften für den Einsatz in Ultraschallschweißsonotroden bei Raumtemperatur

	CPM RexM4 [165]	Ferrotitanit WFN [167, 168]	MC90 Intermet [157]
Rockwellhärte in HRc	64	69	67
Elastizitätsmodul in GPa	214	294	223
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	7,97	6,5	8,28
Querkontraktionszahl	0,3	0,24	0,2
Verstärkungsphase	M <sub>x</sub> C	TiC	FeCoMo
Bearbeitbarkeit	+	--	-

Abbildung 4-5 zeigt die Mikrostruktur der potentiellen Sonotrodenwerkstoffe entsprechend a) dem Muster der inversen Polfigur der EBSD-Messungen und b) dem zugehörigen Sekundärelektronenbild. Bei der EBSD Messung werden die Kornorientierungen ermittelt und die Muster der inversen Polfigur mit Hilfe eines Farbcodes dargestellt, der die Orientierungswinkel der Körner repräsentiert.

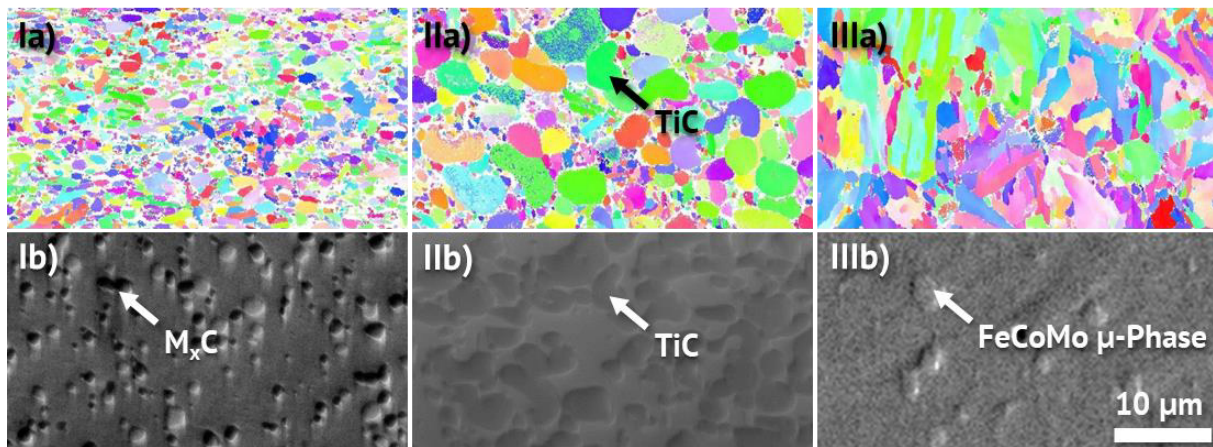


Abbildung 4-5: a) IPF-Mapping und b) die zugehörige REM Aufnahmen von I) CPM RexM4 , II) Ferrotitanit WFN und III) MC90 Intermet

Die Richtungsabhängigkeit der Steifigkeit bei Stählen ist in der Regel marginal [106], daher ist die genaue Orientierung der Körner in diesem Fall irrelevant. Die farbliche Darstellung ermöglicht aber, die Körner deutlich darzustellen. Im Gegensatz zum Sekundärelektronenbild oder



der EDX-Messung lassen sich anhand eines Mappings der inversen Polfiguren im Rahmen von EBSD Messungen (IPF-Mapping) die Kornstrukturen abbilden und anhand dessen die Korngrößen ermitteln. Im Zusammenhang mit dem Sekundärelektronenbild kann zwischen Kornstruktur und verstärkender Phase unterschieden werden.

Relevante Größenangaben in Bezug zur Mikrostruktur sind in Tabelle 4-5 aufgelistet. CPM RexM4 (I) zeichnet sich durch eine feine Kornstruktur mit Korndurchmessern von 3 bis 10  $\mu\text{m}$  aus und 20% verstärkenden Karbiden mit einer Partikelgröße von 1 bis 2  $\mu\text{m}$  aus. Das IPF-Mapping von WFN (II) zeigt die globularen Titankarbide mit einem Flächenanteil von 33% in einer sehr feinen Matrix mit einer Korngröße von 0,3 bis 2  $\mu\text{m}$ . Durch unterschiedliche Orientierungen kann die Größe der Karbide von 5 bis 8  $\mu\text{m}$  bestimmt werden. MC90 Intermet (III) zeigt im IPF-Mapping eine nadelförmige Gefügestruktur mit Korngrößen von 3 bis 6  $\mu\text{m}$ . Die intermetallischen Phasenausscheidungen mit 6% Flächenanteil und einer Größe von 1 bis 3  $\mu\text{m}$  sind durch deren runde Form deutlich erkennbar. WFN weist die feinste Gefügestruktur, den größten Anteil und die höchste Partikelgröße verstärkender Phase auf. Der Unterschied zwischen Korn- und Partikelgröße ist bei WFN deutlich größer als bei RexM4 und MC90. Alle Werkstoffe weisen in Relation zur Bauteilgröße eine sehr feine und homogene Struktur auf und sind dadurch vielversprechend für die Anwendung im hochdynamischen Betrieb von Ultraschallschweißsonotroden.

Tabelle 4-5: Mikrostruktur phasenverstärkter Sonotrodenwerkstoffe

	RexM4	WFN	MC90
Korngröße in $\mu\text{m}$	1-3	0,3-2	3-6
Partikelgröße der verstärkenden Phase in $\mu\text{m}$	1-2	5-8	1-3
Volumengehalt der verstärkenden Phase%	20	33	6

#### 4.1.1.5 Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich

Ultraschallschweißsonotroden werden im Laufe ihrer Lebensdauer mit sehr hoher Zyklenzahl beansprucht. Die Schwingfestigkeit ist eine der zentralen Eigenschaften bei der Auslegung der Sonotrode. Das Ermüdungsverhalten der Sonotrodenwerkstoffe im VHCF-Bereich wurde untersucht, um eine abgeschätzte ertragbare Spannungsamplitude zur Auslegung der Sonotroden-

geometrie zu erhalten und die untersuchten Sonotrodenwerkstoffe hinsichtlich ihrer Schwingfestigkeit bewerten zu können. Abbildung 4-6 a) zeigt die Bruchlastspielzahl als Funktion der Spannungsamplitude für RexM4.

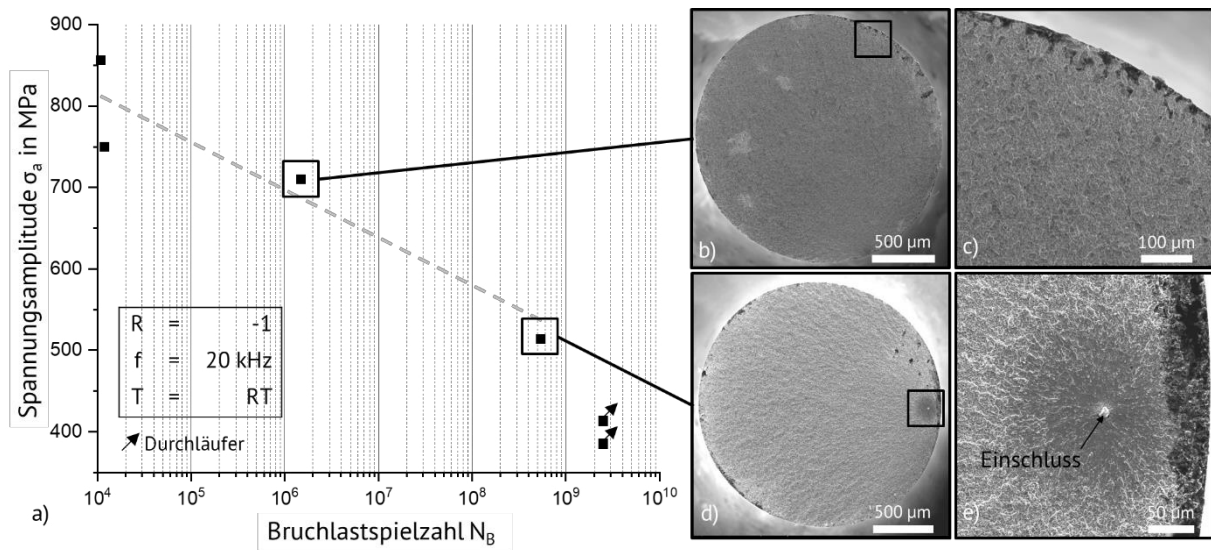


Abbildung 4-6: a) Ermüdungsverhalten von RexM4 bei Lastspielzahlen von bis zu  $2,5 \cdot 10^9$  und b-e) den zugehörigen Bruchflächen

Bei einer Spannungsamplitude kleiner 410 MPa tritt bis zur Grenzlastspielzahl von  $2,5 \cdot 10^9$  kein Versagen mehr auf. Die Bruchflächen für Spannungsamplituden von (b,c) 700 MPa und (d,e) 515 MPa unterscheiden sich. Bei höherer Spannungsamplitude von 700 MPa wurde eine Rissinitiierung an der Oberfläche festgestellt, so dass die Probe im HCF -Bereich bei  $1,5 \cdot 10^6$  Zyklen versagte. Bei geringerer Spannung von 515 MPa versagt der Werkstoff aufgrund eines aluminiumreichen Einschlusses bei einer Lastspielzahl  $4,5 \cdot 10^8$  im VHCF-Bereich. Das Versagen durch Einschlüsse innerhalb des Werkstoffs und die optische Abgrenzung des Bereiches um den Einschluss sind typisch für ein Versagen hochfester metallischer Werkstoffe im VHCF-Bereich [151, 174].

Das Ermüdungsverhalten von WFN bei Lastspielzahlen bis zu  $2,5 \cdot 10^9$  ist in Abbildung 4-7 dargestellt. Bei Spannungsamplituden kleiner 380 MPa tritt bis  $2,5 \cdot 10^9$  Lastzyklen kein Versagen mehr auf. Die Bruchflächen sind für Spannungsamplituden von 500 MPa und 445 MPa abgebildet und deuten auf eine Rissinitiierung an Karbid-Clustern im Randbereich der Probe hin, die mittels EDX identifiziert wurden.

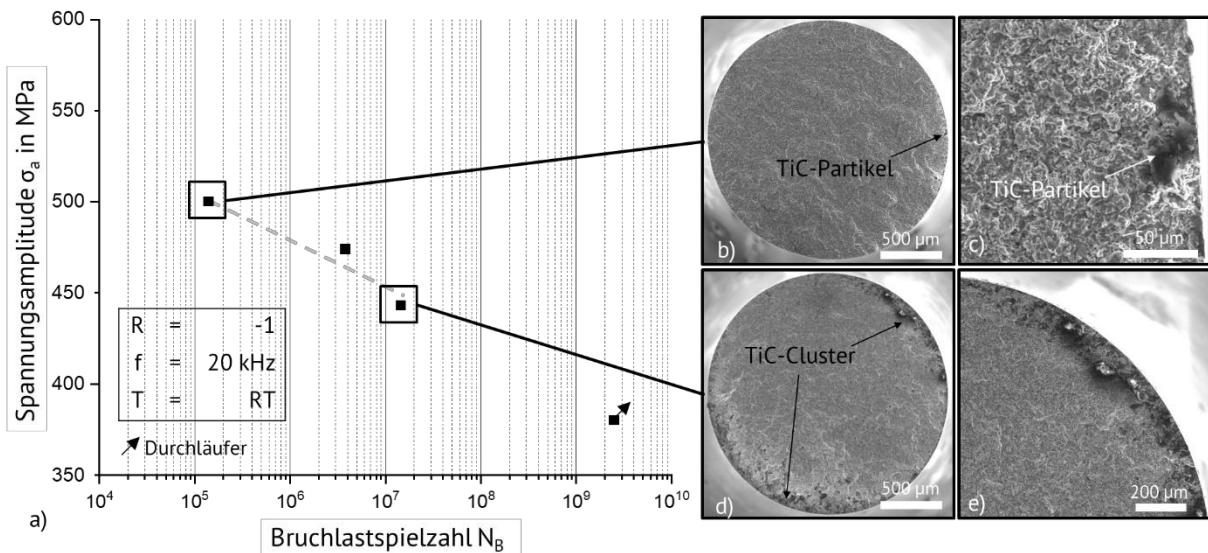


Abbildung 4-7: a) Ermüdungsverhalten von WFN bei Lastspielzahlen von bis zu  $2,5 \cdot 10^9$  und b-e) den zugehörigen Bruchflächen

Das Ermüdungsverhalten von MC90 bei Lastspielzahlen bis zu  $2,5 \cdot 10^9$  ist in Abbildung 4-8 dargestellt. Bei Spannungsamplituden kleiner 430 MPa tritt kein Versagen bis zur Grenzlastspielzahl von  $2,5 \cdot 10^9$  Lastzyklen auf. Die Bruchflächen sind für Spannungsamplituden von 580 MPa und 510 MPa abgebildet.

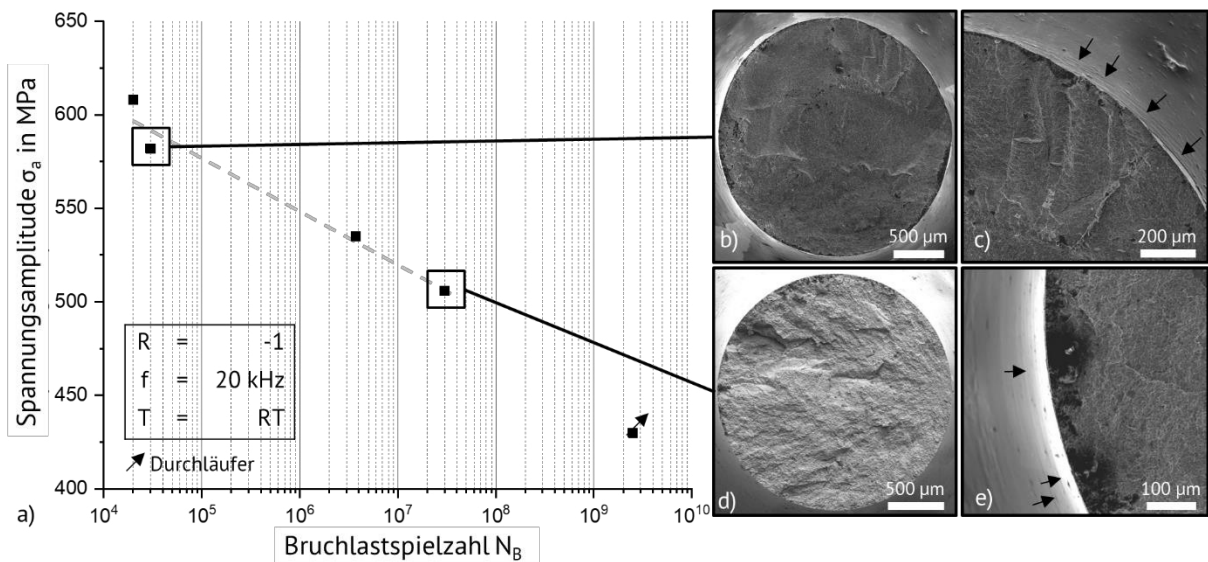


Abbildung 4-8: a) Ermüdungsverhalten von MC90 bei Lastspielzahlen von bis zu  $2,5 \cdot 10^9$  und b-e) den zugehörigen Bruchflächen

Die Bruchflächen erscheinen bei beiden Spannungsamplituden gleich. Die Oberfläche der Proben im Bereich der Messstrecke weisen Streifen auf, bei denen es sich um Intrusionen und

Extrusionen handeln kann, welche auf die Entstehung von Gleitbändern infolge der zyklischen Beanspruchung hindeuten, die rissinitiierend wirken. [175]

Die Untersuchungen von WFN zeigen eine auffällig geringe Steigung der Wöhlerlinie zwischen den Spannungsamplituden im Vergleich zu RexM4 und MC90. Spannungsamplituden von 500 MPa führen bei WFN bereits zum Versagen im frühen HCF-Bereich. Es ist möglich, dass WFN aufgrund der größeren TiC-Partikel und der der Präsenz von TiC-Clustern empfindlicher auf eine hochzyklische Beanspruchung reagiert. MC90 weist mit 430 MPa die höchste Schwingfestigkeit im Bereich bis  $2,5 \cdot 10^9$  Lastzyklen auf. Die Unterschiede der Schwingfestigkeiten aller untersuchten Werkstoffe sind gering, so dass anhand der Durchläufer eine maximale Spannungsamplitude von 350 MPa bei Raumtemperatur als Limit für die Sonotrodenauslegung festgesetzt werden kann, die aufgrund der geringen Datenmenge und der höheren Temperaturen während des Schweißprozesses einen abgeschätzten Sicherheitspuffer beinhaltet.

### **4.1.2 Auslegung der Sonotrodengeometrie mittels FEM**

Die Auslegung der Sonotrodengeometrie erfolgt mit dem Ziel einer longitudinalen Mode bei 20 kHz mit Hilfe von CAD und FE-Modellen (siehe Abschnitt 3.3.1 und 3.3.2). Anforderungen an die Geometrie sind die mechanische Anschlussstelle an den Booster der Schweißanlage sowie die Vermeidung einer Kollision mit der Schlüsselweite des Fittings (siehe Abbildung 4-32). Aufgabe der Sonotrode ist die akustische Übersetzung der Eingangsamplitude und der Transfer der Schwingungen auf den oberen Fügepartner. Die Frequenz der geforderten Eigenmode muss stets im Bereich der Arbeitsfrequenz des Generators liegen ( $20 \text{ kHz} \pm 0,35$ ) damit die Sonotrode betrieben werden kann (siehe Abbildung 2-13). Ziel ist eine Sonotrodenwegamplitude an der Sonotrodenkoppelfläche von  $50 \mu\text{m}$ , die eine entsprechend hohe akustische Übersetzung der Sonotrode voraussetzt. Gleichzeitig sollten mechanische Spannungen möglichst gering sein, um Werkstoffermüdung zu vermeiden. Die Geometrie wurde so ausgelegt, dass die erste rein longitudinale Mode bei 20 kHz liegt und ein Abstand von mindestens 1000 Hz zu benachbarten Moden besteht, um modale Überlagerungen zu vermeiden. Ausführliche Untersuchungen wurden durchgeführt, um den Einfluss aller variablen Abmessungen einer Sonotrode auf die Eigenfrequenz, das Übersetzungsverhältnis der Sonotrodenwegamplitude sowie auf die mechanischen Spannungen bei Auslenkung zu ermitteln. Abbildung 4-9 zeigt die geforderte longitudinale Schwingform und den Verlauf der Amplitude entlang der Sonotrode.

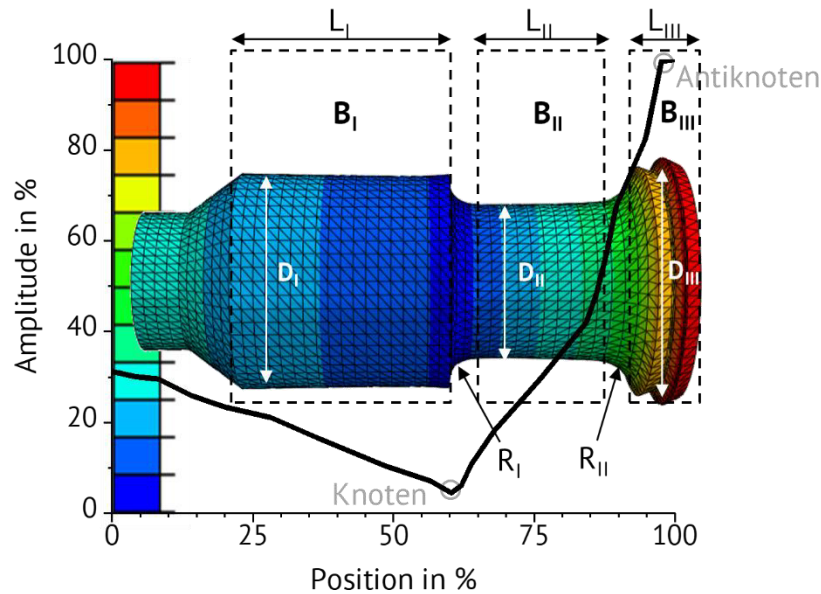


Abbildung 4-9: FE-Modell einer Rollnahtsonotrode: Longitudinale Schwingform und Verformungsverlauf entlang der Sonotrode sowie Bereiche  $B_{I-III}$  mit den Längen  $L_{I-III}$  und Durchmessern  $D_{I-III}$  wie Radien  $R_I$  und  $R_{II}$ , die den größten Einfluss auf die Eigenfrequenzen bzw. mechanische Spannungen bei Auslenkung haben (Modell I)

Die hier untersuchten Rollnahtsonotroden bestehen aus der Anschraubfläche zur Verbindung mit dem Booster, dem Sonotrodenbauch ( $B_I$ ), dem Sonotrodenhals ( $B_{II}$ ) und dem Sonotroden-teller ( $B_{III}$ ). Die Durchmesser und Längen dieser Bereiche sowie die Formen und Abmessungen der Übergänge von einem Bereich zum nächsten, in Form von Radien und Fasen, wurden variiert und die Änderung der Eigenfrequenz bei longitudinaler Schwingform (siehe Abbildung 4-9) berechnet und bewertet. Die einflussreichsten Bereiche  $B_{I-III}$  und Radien  $R_I$  und  $R_{II}$  in Bezug auf Übersetzungsverhältnis und mechanische Spannung sind in Abbildung 4-9 gekennzeichnet. Der angegebene Knoten kennzeichnet die Position mit minimaler Auslenkung, an der häufig eine Klemmung im Schweißsystem oder eine Abstützung gegen ein Biegemoment vorgenommen wird. Der Anti-Knoten bezeichnet die Position mit der größten Auslenkung im Bereich der SKF. Das Verhältnis zwischen der Auslenkung an der Anschraubfläche und der SKF erlauben eine Abschätzung der akustischen Übersetzung. Die Wegamplitude am Anti-Knoten ist der charakteristische Wert der Sonotrode, die effektiv zur Erzeugung einer Verbindung beiträgt.

Eigenfrequenzen können vor allem über die Längen  $L_{I-III}$  beeinflusst werden, wobei der Einfluss von  $L_I$  und  $L_{II}$  dabei ähnlich stark ist und  $L_{III}$  eine starke Abhängigkeit von der Massendichte

aufweist. Im Modell des Zweimassenschwingers hängen die Eigenfrequenzen vom Massenverhältnis ab [76, 80, 103]. Dadurch ist der Einfluss von  $L_{III}$  für Werkstoffe mit hoher Massendichte höher als für jene mit geringerer Massendichte.

Das Übersetzungsverhältnis der Amplitude wird vor allem durch das Verhältnis der Durchmesser  $D_I$  und  $D_{II}$  bestimmt. Für eine Übersetzung  $> 1$ , also einer Erhöhung der Amplitude, muss  $D_I > D_{II}$  gelten.

Neben der Frequenz wird die mechanische Spannung betrachtet. Maxima der mechanischen Spannung treten im Bereich des Radius  $R_{II}$  auf. Die Eigenfrequenzen werden durch die Radien vergleichsweise wenig beeinflusst. Die mechanischen Spannungen dagegen hängen, in Relation zum Durchmesser  $D_{III}$ , stark von den Radien ab. Alle Sonotrodengeometrien wurden auf Spannungsmaxima bis 350 MPa ausgelegt. Abbildung 4-10 zeigt die Spannungsverteilungen, die bei einer Auslenkung der SKF um  $50 \mu\text{m}$  für a) WFN und b-d) MC90 mit unterschiedlichen Abmessungen im Bereich  $B_{III}$  auftreten.

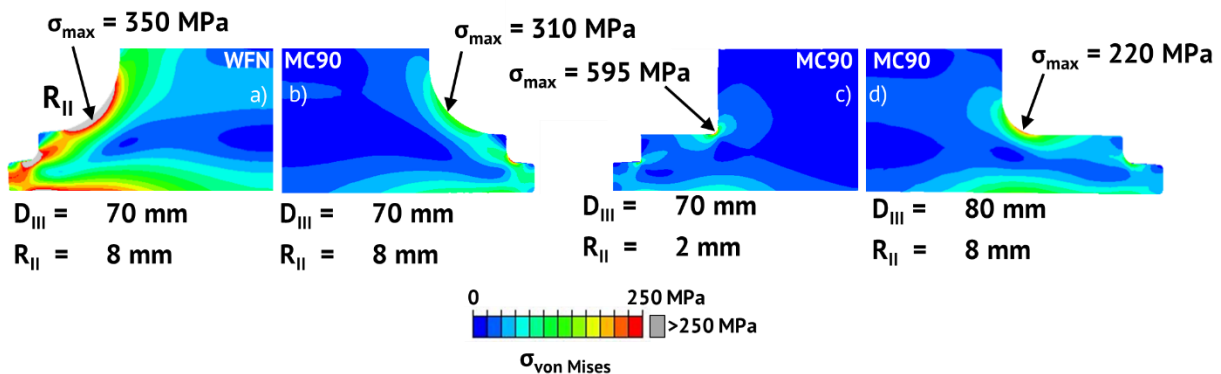


Abbildung 4-10: Berechnung der mechanischen Spannung nach von Mises bei einer Auslenkung der Sonotrodenkoppelfläche von  $50 \mu\text{m}$  für a) WFN und b-d) MC90 mit unterschiedlichen Abmessungen im Bereich  $B_{III}$  (Modell II)

Der Farbcode deckt einen Bereich von 0 bis 250 MPa ab, um die Verteilung der Spannungen für alle Modelle gleichermaßen darstellen zu können. Die Spannungsverteilung der dargestellten Sonotrodengeometrien ist im Wesentlichen ähnlich und zeigt im äußeren Bereich der Sonotrode, radial umlaufend, höhere Spannungen als im Inneren der Sonotrode. Im Radius  $R_{II}$  liegen die Spannungsmaxima aller Sonotrodenvarianten. Die Spannungsverläufe von RexM4 und MC90 sind aufgrund der ähnlichen Elastizitätsmoduln und Querkontraktionszahlen nahezu identisch, daher wird hier nur MC90 im Vergleich zu WFN betrachtet. WFN (a) zeigt im Vergleich zu MC90 insgesamt ein höheres Spannungsniveau im gesamten Bereich, das durch die höhere Steifigkeit des Werkstoffs zustande kommt. Die maximale Spannung liegt bei dieser

Geometrie bei 350 MPa im Radius  $R_{II}$  und damit genau am festgesetzten Limit. Im Vergleich verschiedener Geometrien treten bei einem Radius von 2 mm erwartungsgemäß deutlich höhere Spannungen auf als bei einem Radius von 8 mm. Bei größeren Radien kann sich die Spannung über einen größeren Bereich verteilen, wodurch die Spannungskonzentration im Radius sinkt. Gleiches gilt beim Vergleich der Durchmesser. Hier ist das Spannungsniveau im Radius bei kleinerem Durchmesser von 70 mm um 90 MPa höher als das des größeren Durchmessers von 80 mm, da sich die elastische Dehnung über eine größere Fläche verteilt.

Zusammenfassend gilt, dass geringe Bauteilsteifigkeiten, bedingt durch den Elastizitätsmodul und die Querkontraktionszahl, sowie die Form ( $D_{III}$ ), zu geringeren Spannungsniveaus führen. Größere Radien sind vorteilhaft, um die Spannungskonzentration im Grund des Radius zu reduzieren.

Durch Kombination beider FE-Modelle zur Modal- und Spannungsanalyse kann sukzessive die Sonotrodengeometrie ermittelt werden. Die Auslegung der Sonotrodengeometrie ist im Flussdiagramm in Abbildung 4-11 zusammengefasst.

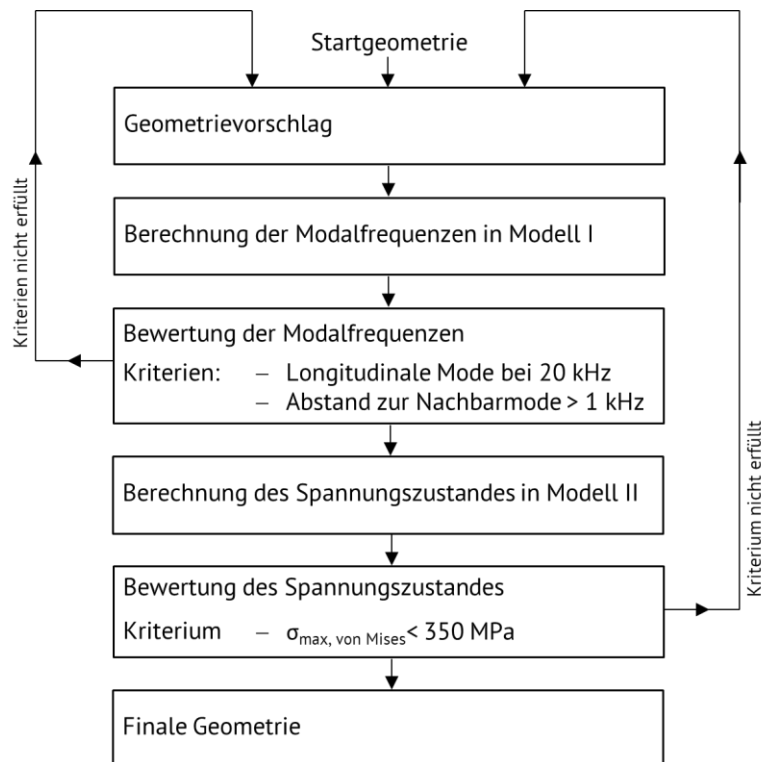


Abbildung 4-11: Flussdiagramm zur Auslegung der Sonotrodengeometrie

Anhand einer Startgeometrie werden die Eigenfrequenzen in Modell I (Abschnitt 3.3.1) bestimmt und bewertet. Kriterien dabei sind eine longitudinale Mode bei 20 kHz und ein Min-

destabstand zur nächsten Mode von 1 kHz. Sind diese Kriterien nicht erfüllt, können die Dimensionen der Bereiche B<sub>I</sub> und B<sub>II</sub> angepasst werden. Dabei sollte ein Verhältnis von  $2 > D_I/D_{II} > 1,5$  angestrebt werden, das auf Basis der FEM Studie unter der Berücksichtigung der Frequenz, der Übersetzung und der mechanischen Spannungen abgeschätzt wurde, um ein ausreichend hohes Übersetzungsverhältnis der Amplitude zu gewährleisten und gleichzeitig zu hohe Spannungen zu vermeiden. Nach erfolgreicher Ermittlung der Geometrie wird der Spannungszustand in Modell II (Abschnitt 3.3.2) berechnet. Bei Spannungen größer 350 MPa werden die Dimensionen in Bereich B<sub>III</sub> angepasst. Sind alle Kriterien erfüllt, sind geeignete Geometrien gefunden, die in Abbildung 4-12 für die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Sonotroden a) RexM4, b) WFN und c) MC90 dargestellt sind.

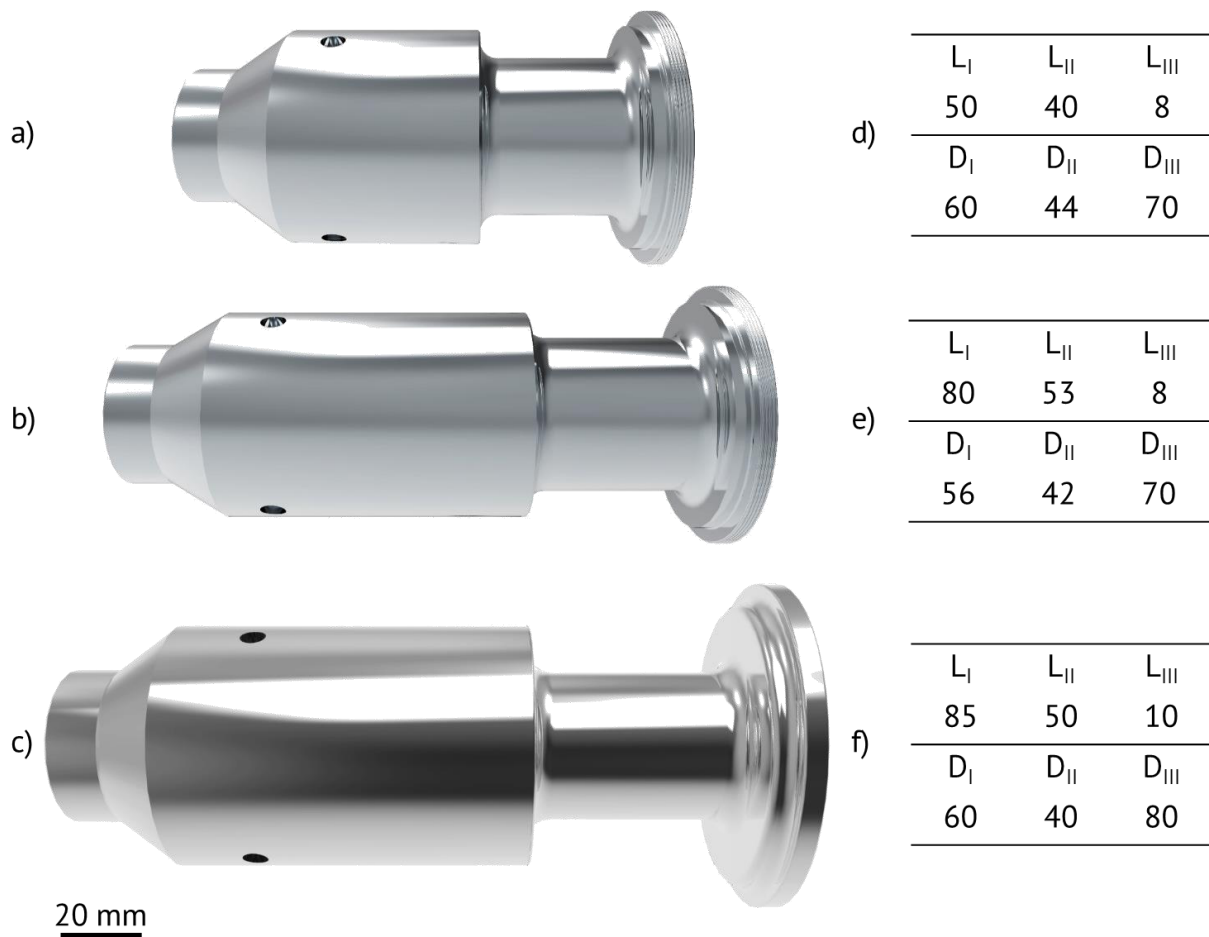


Abbildung 4-12: Finale Geometrien der a) CPM RexM4, b) WFN und c) MC90-Sonotroden mit d-f) den wesentlichen Abmessungen in mm



### 4.1.3 Auslegung der Sonotrodenkoppelfläche hinsichtlich Einbringung der Schweißenergie und Verschleiß

Die Schweißenergie wird über die Sonotrodenkoppelfläche (SKF) in die Fügezone transferiert. Dafür ist ein möglichst schlupffreier Kontakt zum oberen Fügepartner erforderlich [38]. Um die Standzeit des Werkzeugs zu maximieren, ist die SKF hinsichtlich Verschleißwiderstand auszulegen. Des Weiteren sollte die Struktur Anhaftungen des metallischen Fügepartners hemmen. Beim Ultraschallschweißen von Aluminium kann eine geeignete Beschichtung unerwünschte Anhaftungen verhindern, zudem können Aluminiumanhaftungen chemisch mit Hilfe von Natronlauge (NaOH) entfernt werden [176]. Beim Verschweißen von Titan sind die Temperaturen und Reibkräfte für den Einsatz von Beschichtungen zu hoch. Selektives chemisches Lösen des Titans ist ebenfalls nicht möglich. Daher muss die Struktur der SKF über die Geometrie gegen Anhaftungen ausgelegt sein, die im Rahmen dieser Untersuchung über die Abmessung der Profile und Verrundungen von Kanten abgeschätzt wurde.

Grundsätzlich wurden zwei Profiltypen systematisch untersucht: eine rillenförmige Strukturierung (RL) und eine pyramidale Struktur (PY). Um einen möglichst effizienten Transfer der Schweißenergie in die Fügezone und gleichzeitig einen möglichst geringen Verschleiß durch den Schweißprozess zu erreichen, wurden verschiedene Konzepte mit rillenförmiger und pyramidalen Strukturierung entwickelt. Abbildung 4-13 zeigt die charakteristischen Abmessungen beider Strukturen.

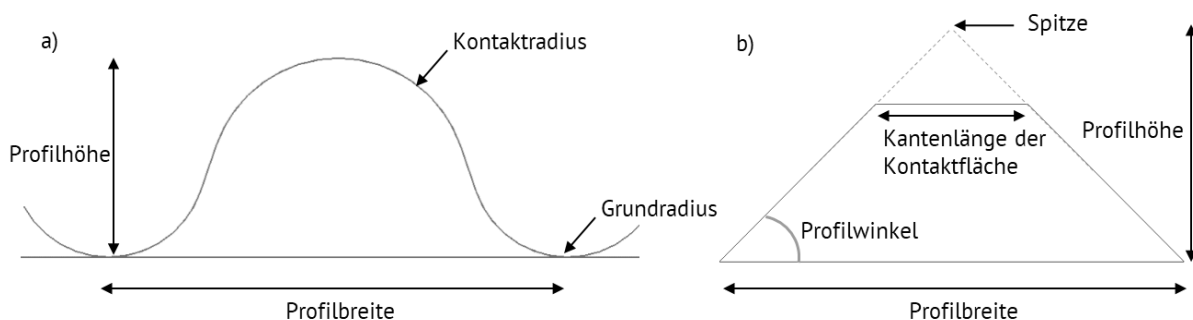


Abbildung 4-13: Charakteristische Abmessungen a) rillenförmiger und b) pyramidalen Strukturen von Sonotrodenkoppelflächen

Die Auslegung der SKF wurde von Spannungsanalysen im FE-Modell begleitet (siehe Kapitel 3.3.3) und der Einfluss auf die Zugscherfestigkeit und die Mikrostruktur einer US-geschweißten Verbindung experimentell evaluiert. Die Vergleichsspannungen einer pyramidalen Struktur

ist in Abbildung 4-14 mit a) der Sonotrodenkoppelfläche und b) des oberen Fügepartners dargestellt. Die maximalen Spannungen treten bei beiden Strukturen am „Berg“ bzw. im „Tal“ des Sonotrodenabdrucks auf.

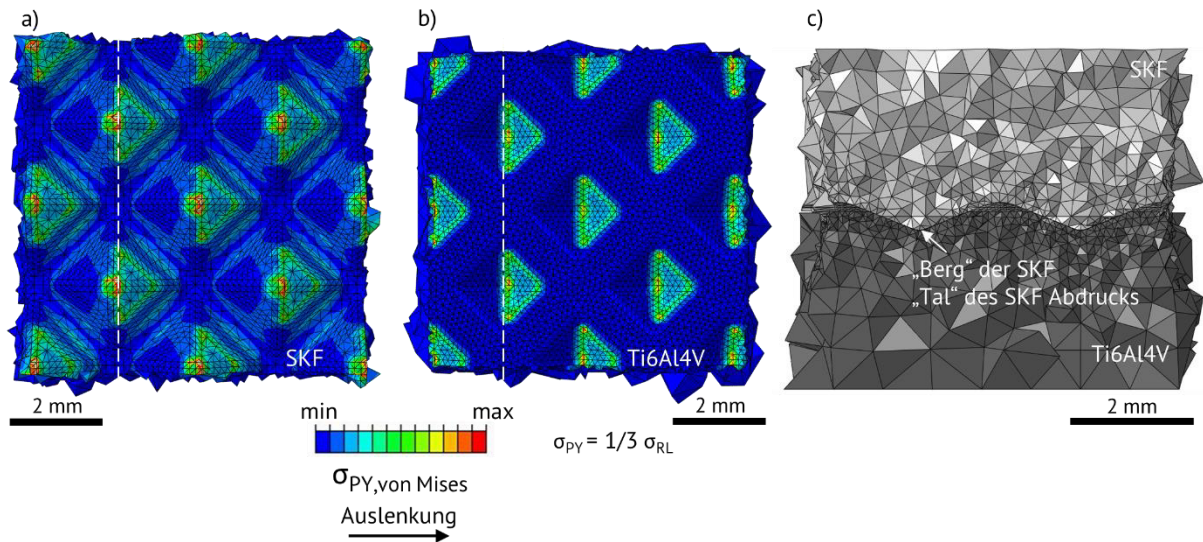


Abbildung 4-14: Vergleichsspannung nach von Mises a) in der SKF und b) im oberen Fügepartner (Ti6Al4V) durch die Auslenkung sowie c) der Kontaktbereich zwischen SKF und oberem Fügepartner im Schnitt des FE-Modells gemäß der gestrichelten weißen Linie, für eine pyramidale SKF-Struktur

Im Vergleich von pyramidalen zu rillenförmigen Strukturen treten sowohl im Bereich der SKF als auch im oberen Fügepartner dreifach höhere Vergleichsspannungen auf, die in Abbildung 4-15 dargestellt sind. Durch die pyramidale Struktur verteilt sich die Kraft, die der Sonotrodenbewegung durch den Kontakt mit dem oberen Fügepartner entgegenwirkt, über einen Bereich, der um einen Faktor  $\sqrt{2}$  höher ist. Zusätzlich begünstigt eine pyramidale Struktur durch die  $45^\circ$  geneigte Kante die Verformung des oberen Fügepartners im Bereich der SKF, wodurch Spannungen abgebaut werden.

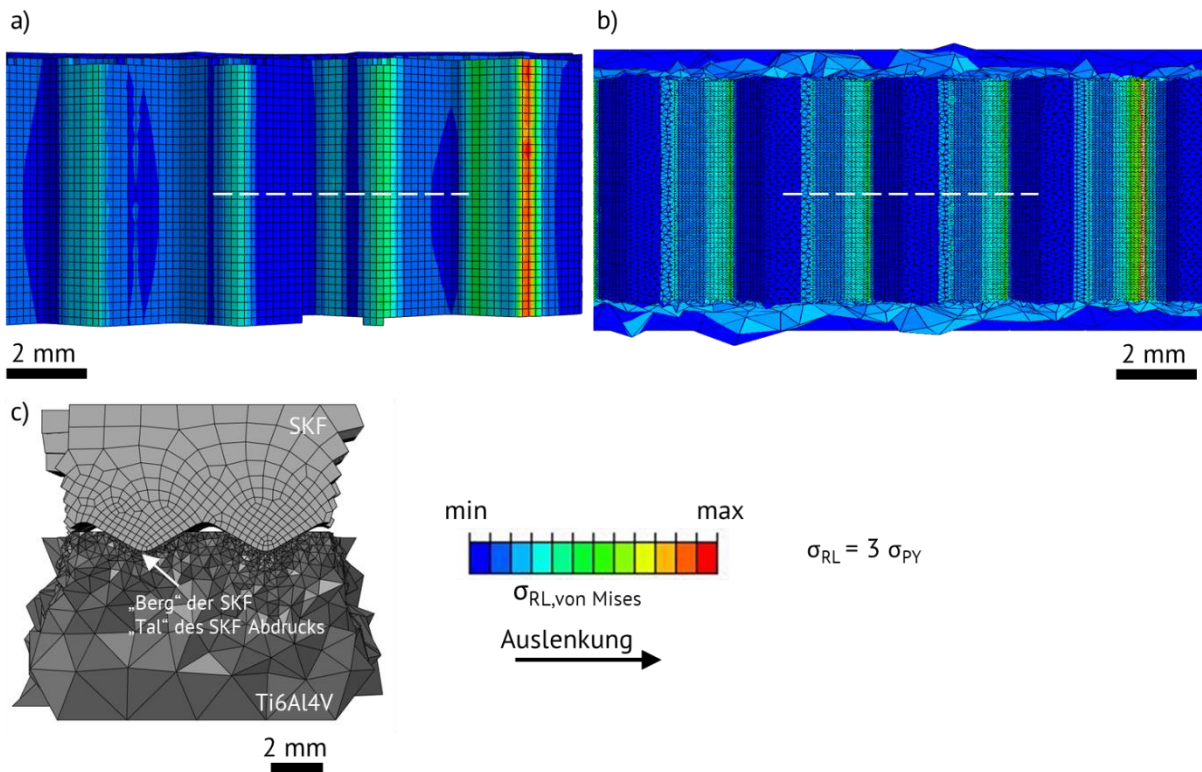


Abbildung 4-15: Vergleichsspannung nach von Mises a) im Bereich der SKF und b) im oberen Fügepartner durch die Auslenkung sowie c) der Kontaktbereich zwischen SKF und oberem Fügepartner im Schnitt gemäß der gestrichelten weißen Linie, für eine rillenförmige SKF-Struktur

Zur Vergleichbarkeit wird die in Abbildung 4-16 dargestellte Nomenklatur für die Strukturen der SKF eingeführt, die die Form und Abmessungen beinhaltet.

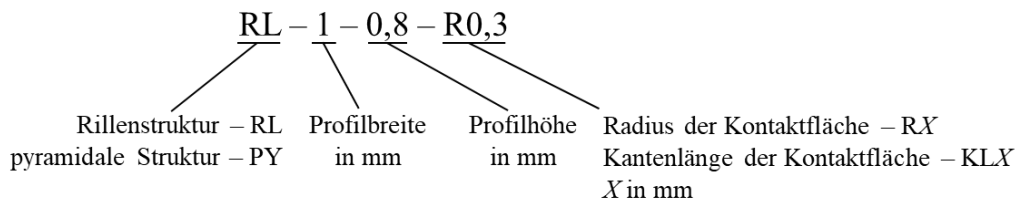


Abbildung 4-16: Nomenklatur zur Beschreibung der Struktur der Sonotrodenkoppelflächen am Beispiel einer rillenförmigen Strukturierung mit einer Profilbreite von 1 mm, einer Profilhöhe von 0,8 mm und einem Kontaktradius von 0,3 mm

Der Einfluss der Sonotrodenkoppelfläche auf die Leistungsfähigkeit der Sonotrode wurde anhand von MC90-Sonotroden mit drei unterschiedlichen Sonotrodenkoppelflächen überprüft, die in Abbildung 4-17 dargestellt sind. Die rillenförmige Struktur (RL-1-0,8-R0,3) wurde im Rahmen der Entwicklung eines geeigneten Werkstoffkonzeptes zum Verschweißen von Titan

eingesetzt. Die pyramidalen Strukturen sind auf Grund der rechnerischen Spannungsanalyse aus der FEM vielversprechender. Eine genaue Dimensionierung bzw. Optimierung der Struktur gegen Verschleiß und Anhaftungen lässt sich anhand des Modells nicht vornehmen. Daher wurden eine „grobe“ (PY-3-0,8-KL1) und eine „feine“ pyramidale Struktur (PY2-0,6-KL0,5) vorgeschlagen.

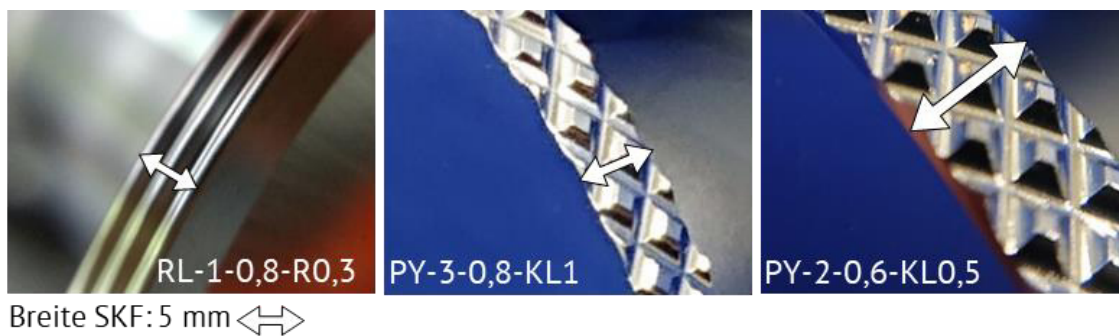


Abbildung 4-17: Strukturen der untersuchten SKF für MC90-Sonotroden

### 4.1.4 Experimentelle Modalanalyse und akustisches Übersetzungsverhältnis

Zur Überprüfung des Schwingverhaltens wurden alle hergestellten Sonotroden mit Hilfe experimenteller Modalanalyse (EMA) überprüft. Diese beinhaltet die Ermittlung der Eigenfrequenzen (Modalfrequenzen), der Modalformen und der Dämpfungsverhältnisse (Modaldämpfungen). Die Analyse der Eigenfrequenzen und der Dämpfungsverhältnisse wurde mittels LDV sowie induktivem Messkopf bestimmt und die Modalform mittels 3D-LDV visualisiert. Die Modalanalyse über einen induktiven Sensor stellt eine vielversprechende alternative Messmethode zum LDV dar, um im Schweißsystem integriert die Funktionalität des Schwingungssystems während des Schweißbetriebes zu überwachen, das bei Veränderungen der Frequenz und der Dämpfung ein Versagen eines Bauteils ankündigen würde [177, 178]. Daher wird im Rahmen der Sonotrodenentwicklung auch die Aussagekraft dieser alternativen Messmethode überprüft.

Die Modalanalyse der Sonotroden aus RexM4, WFN und MC90, die mittels 3D-LDV durchgeführt wurde und dadurch auch die Modalform beinhaltet, ist in Abbildung 4-18 dargestellt. Das Dämpfungsverhältnis der longitudinalen Mode wurde anhand der Halbwertsbreiten (Full width at half maximum: FWHM) der 20 kHz-Peaks bestimmt.

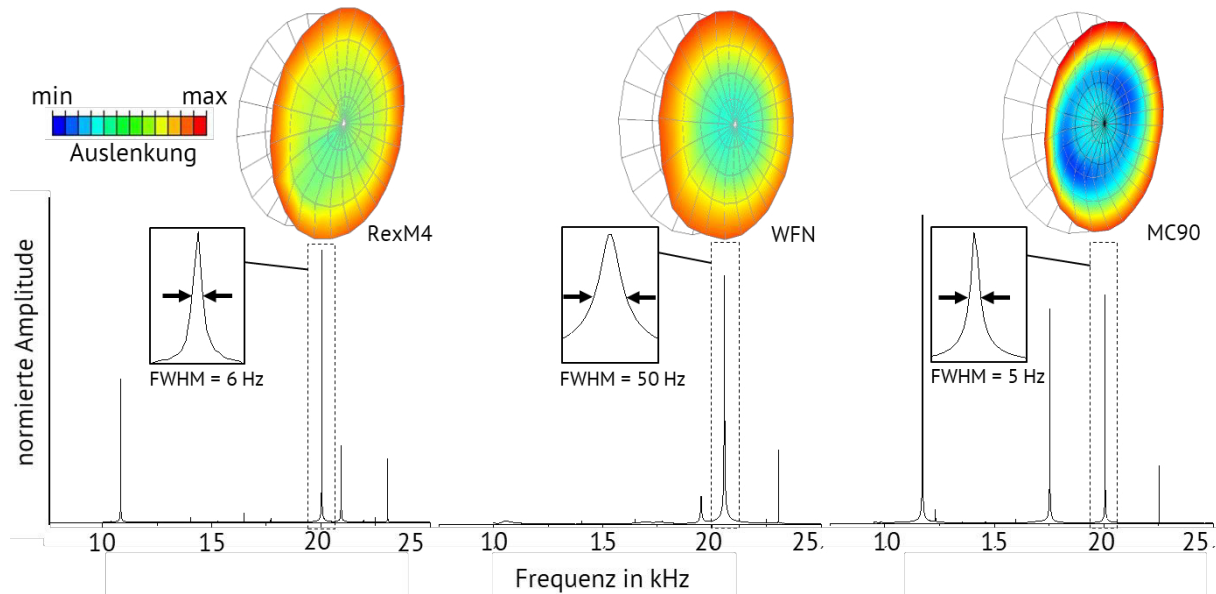


Abbildung 4-18: Modalanalyse von RexM4-, WFN- und MC90-Sonotroden zur Bestimmung der Eigenfrequenzen und der Modalform im Bereich von 10-25 kHz, gemessen mittels 3D-LDV

Der Peak der Arbeitsfrequenz nahe 20 kHz ist bei allen Sonotroden deutlich zu erkennen, und der Abstand zu benachbarten Moden ist bei allen Sonotroden ausreichend hoch. Obwohl eine Biegemode 900 Hz oberhalb der Arbeitsmode von RexM4 liegt, ist die rein longitudinale Schwingung in der Messung der Modalform deutlich erkennbar. Der Gradient der Verformung ist bei der MC90-Sonotrode größer als bei RexM4 und WFN. Durch den größeren Durchmesser der SKF (D<sub>III</sub>) ist die Biegung am Sonotrodenteller ausgeprägter, wodurch ein größeres Übersetzungsverhältnis und damit höhere Sonotrodenwegamplituden erzielt werden.

Das Dämpfungsverhältnis ist ein wichtiger Parameter zur Bewertung der Werkstoffe. Neben der Reduktion des Übersetzungsverhältnisses durch die Dämpfung der Schwingung, dissipiert Energie in Form von Wärme. Dadurch steigt die Temperatur des Werkzeugs an, wodurch sich die akustischen Eigenschaften ändern können [85, 86, 179].

Abbildung 4-19 fasst die berechneten Modalformen im Vergleich zu den berechneten und gemessenen Eigenfrequenzen zusammen. Die Frequenzen der longitudinalen Betriebsmoden haben eine Differenz von 0,4-1 kHz beim Vergleich der FEM mit realen Werten. Zur Auslegung der Sonotrode auf die Betriebsmode bei 20 kHz wurde die Differenz zwischen Berechnung und tatsächlicher Eigenfrequenz anhand vorangegangener Versuche ausgeglichen (siehe Abschnitt 3.3.1).

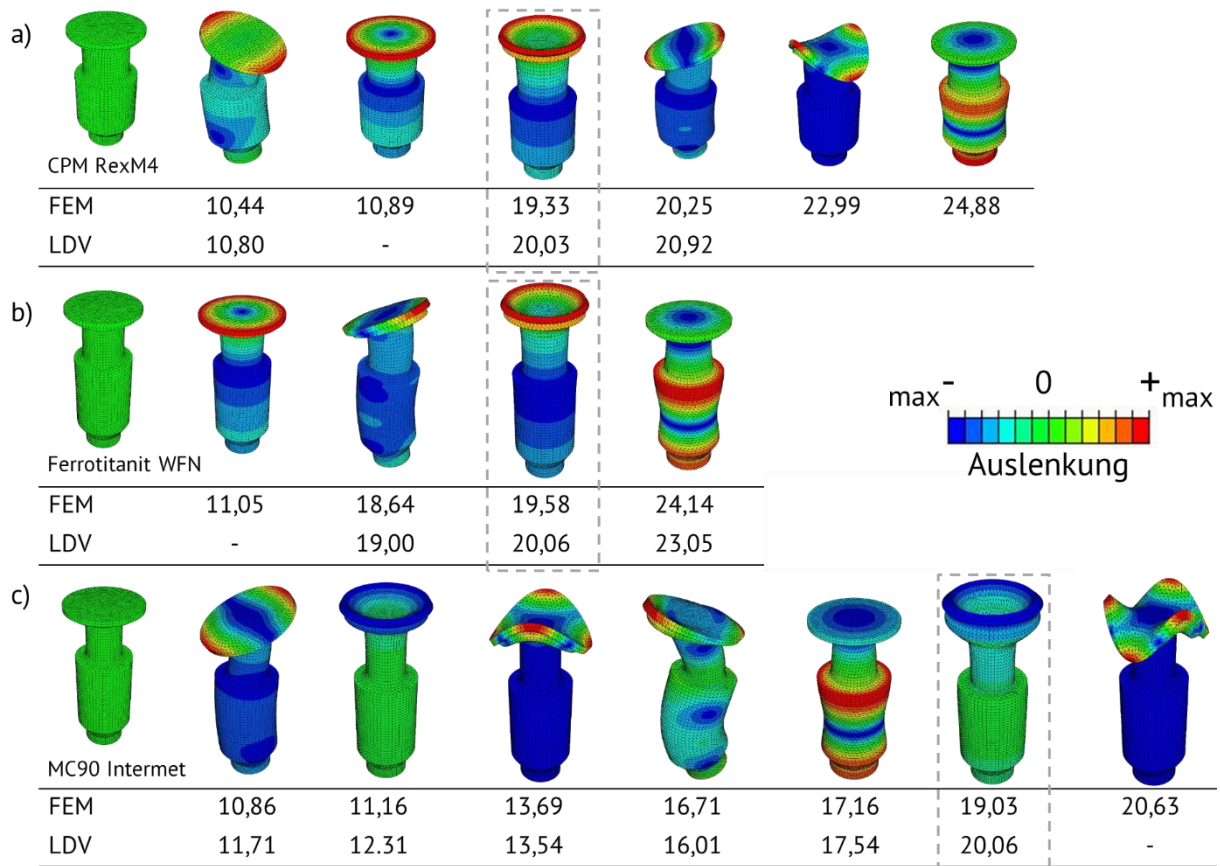


Abbildung 4-19: Berechnete Modalformen und Eigenfrequenzen in kHz von CPM RexM4, Ferrotitanit WFN und MC90 Internet, im Vergleich zu mittels 3D-LDV gemessenen Eigenfrequenzen

Ein weiterer charakteristischer Kennwert einer Sonotrode ist das akustische Übersetzungsverhältnis. Alle untersuchten Sonotroden wurden unter Berücksichtigung der mechanischen Spannungen auf eine potentielle Sonotrodenwegamplitude von 50  $\mu\text{m}$  ausgelegt, was bei einem Booster mit der Übersetzung 1:1,6 und der Eingangsamplitude von 12  $\mu\text{m}$  (am piezoelektrischen Konverter) einer minimalen Übersetzung von 1:2,6 entspricht. Die Amplitude wurde mittels LDV am Außenrand des Sonotrodentellers ermittelt und das Übersetzungsverhältnis aus der bekannten Eingangsamplitude und dem Übersetzungsverhältnis der Booster berechnet. Die charakteristischen Kennwerte aller Sonotroden sind in Tabelle 4-6 zusammengefasst. Die Frequenz der longitudinalen Mode liegt bei allen Sonotroden im Toleranzbereich von 350 Hz der Schweißanlage. Die Übersetzung der RexM4- und der WFN-Sonotrode liegt um 0,1 unterhalb des angestrebten Wertes, wohingegen die Übersetzung der MC90-Sonotrode mit 1:3 liegt deutlich darüber, was durch das größere Verhältnis von  $D_{II}$  zu  $D_{III}$  zu erklären ist (siehe Abbildung 4-12). Das Dämpfungsverhältnis von RexM4 und MC90 ist vergleichbar gering, das von WFN dagegen deutlich höher. Die Dämpfung wird unter anderem von Störstellen wie Versetzungen

und Verzerrungen im Gitter beeinflusst [180]. Karbide können ebenfalls als Störstellen betrachtet werden. Das höhere Dämpfungsverhältnis bei WFN könnte daher durch den höheren Volumenanteil und die Größe der Titankarbide erklärt werden.

Tabelle 4-6: Eigenfrequenz der longitudinalen Mode, akustische Übersetzung der Sonotrode und Dämpfungsverhältnis der untersuchten Sonotroden

	Eigenfrequenz in Hz	Übersetzung	Dämpfungsverhältnis $\times 10^{-3}$
	3D-LDV	3D-LDV	3D-LDV
RexM4	20035	1:2,5	0,30
WFN	20330	1:2,5	1,20
MC90	20030	1:3	0,25

Eine alternative Messmethode zur Laser-Doppler-Vibrometrie ist die Charakterisierung über einen induktiven Ultraschallmesskopf (USM). Das Ergebnis der Modalanalyse mittels USM ist in Zusammenhang mit der Modalform des FE-Modells in Abbildung 4-20 abgebildet und stimmt im Wesentlichen mit der LDV-Messung (Abbildung 4-18) überein. Eine Anwendung im Schweißsystem zur Überwachung des Schwingungssystems zusätzlich zur Erfassung der Amplitude ist also möglich, wobei der induktive Sensor durch die kleinen Sensorabmessungen und dem relativ unkomplizierten Messprinzip Vorteile gegenüber der etablierten LDV Messung zeigt. Bei der Modalanalyse mittels LDV und USM werden nicht alle Moden erfasst. Grund dafür sind kleine Amplituden der Moden, die nicht detektiert werden können, und die daraus resultierenden geringen Signalstärken. Gleichzeitig bedeutet das, dass diese Moden durch den Piezoaktor nur geringfügig oder gar nicht angeregt werden und damit das Schwingungsverhalten im Schweißbetrieb nur geringfügig beeinflussen.

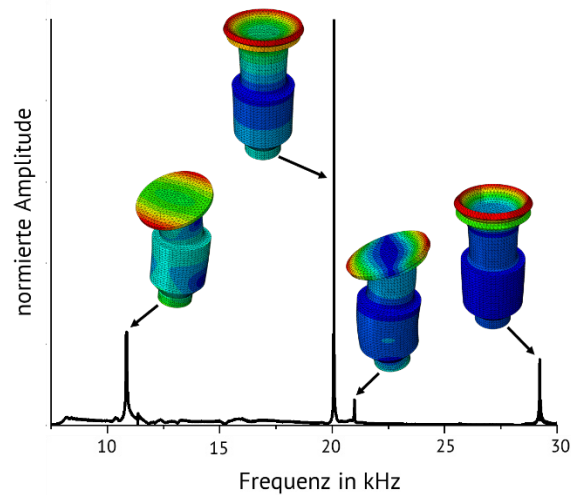


Abbildung 4-20: Modalanalyse einer RexM4-Sonotrode, ergänzt durch die Modalformen des FE-Modells, gemessen mittels induktiven Schwingungssensors

Abbildung 4-21 zeigt die vergrößerten Peaks der longitudinalen Moden zur Ermittlung der Eigenfrequenz und das Dämpfungsverhältnis anhand der Halbwertsbreiten aller untersuchten Sonotroden, die mittels LDV und USM ermittelt wurden. Die ermittelten Frequenzen stimmen nahezu exakt überein, dagegen liegen die Halbwertsbreiten bei der USM-Messung etwas höher und das Signal scheint etwas verrauschter. Grund dafür ist ein schwächeres Signal, insbesondere bei der Messung von WFN, welches durch ein geringeres magnetisches Moment zu erklären ist. Nichtsdestotrotz sind die Ergebnisse beider Messmethoden nahezu vergleichbar und die Modalanalyse über die USM-Messung gleichwertig zur LDV-Messung.

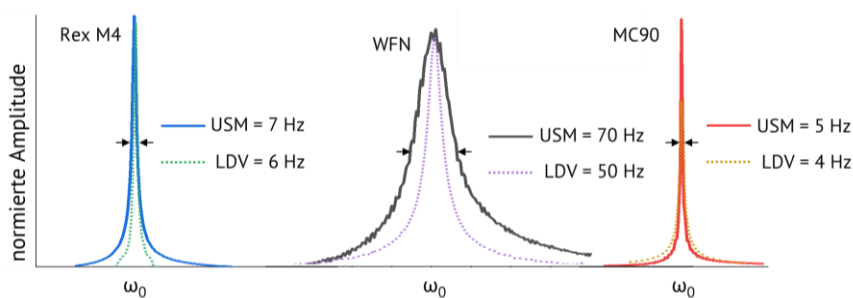


Abbildung 4-21: Bestimmung des Dämpfungsverhältnisses der RexM4-, WFN- und MC90-Sonotroden anhand der Resonanzpeaks der longitudinalen Moden, ermittelt über Modalanalysen mittels LDV und USM



#### 4.1.5 Leistungsfähigkeit der Sonotroden beim Ultraschallschweißen von Ti6Al4V mit CF-PEEK

Die Bewertung der Leistungsfähigkeit der entwickelten Sonotroden erfolgte anhand von Schweißversuchen mit Ti6Al4V und CF-PEEK unter der Berücksichtigung des Sonotrodenwerkstoffs und der Struktur der Sonotrodenkoppelfläche, die anhand der erreichten Verbundfestigkeiten bewertet werden.

Zur Identifikation eines geeigneten Werkstoffs aus RexM4, WFN und MC90 wurden jeweils drei translatorisch geschweißte Verbindungen mit einer Amplitude von 30  $\mu\text{m}$ , einer Schweißkraft von 120 N und einer Sonotroden geschwindigkeit von 2,5 mm/s ohne Schutzgas erzeugt. Eine repräsentative Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindung ist in Abbildung 4-22 dargestellt. Die Anlauffarbe des Titans lässt auf Temperaturen von bis zu 700°C im Grenzbereich zwischen Titan und Sonotrode schließen. Das aufgeschmolzene und verdrängte PEEK weist keine Farbveränderungen zum Ausgangszustand auf. Das heißt, die lokalen Temperaturen in der Fügezone lagen während des Schweißprozesses zwischen der Schmelztemperatur von 350°C und der Zersetzungstemperatur von 545°C des PEEK.

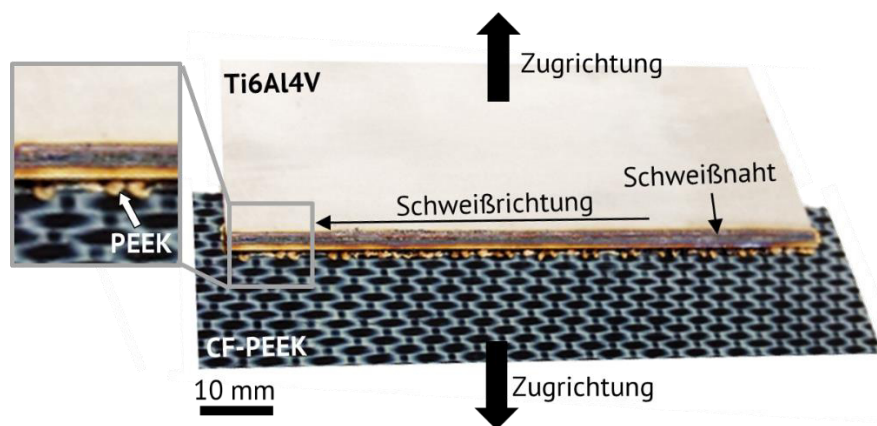


Abbildung 4-22: Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbund zur Bewertung des Sonotrodenwerkstoffs (hier WFN)

Die resultierenden Verbundfestigkeiten in Abhängigkeit vom Sonotrodenwerkstoff sind in Tabelle 4-7 aufgelistet. Die Verbundfestigkeiten der mit WFN- und MC90-Sonotroden geschweißten Verbunde sind ähnlich hoch. Im Gegensatz dazu weisen die mit der RexM4-Sonotrode geschweißten Verbunde eine deutlich geringere Festigkeit auf. Dabei ist zu beachten, dass die Profilhöhe der SKF der RexM4-Sonotrode während der ersten 300 mm kumulierter Schweißnahtlänge um 30% reduziert wurde. Durch den starken Abtrag der Sonotrode während des Schweißprozesses dissipiert ein großer Teil der Schweißenergie, die dadurch nicht mehr in

die Fügezone transferiert werden kann, um zur Verbindung beizutragen. WFN und MC90 zeigen dagegen keine signifikanten Veränderungen in der Profilhöhe.

Tabelle 4-7: Maximale relative Zugscherkraft in Bezug zur Schweißnahtlänge in N/mm der Verbunde zur Identifikation des besten Sonotrodenwerkstoffs

	RexM4	WFN	MC90
Maximale relative Zugscherkraft in Bezug zur Schweißnahtlänge in N/mm	$5 \pm 3\%$	$70 \pm 10\%$	$65 \pm 10\%$

In weiterführenden Schweißuntersuchungen im Rahmen der Prozessparameterermittlung (Kapitel 4.2) versagten alle WFN-Sonotroden im Bereich der Sonotrodenkoppelfläche auf Grund von Ermüdungsbereichen ausgehend von TiC-Clustern, wie in Abbildung 4-23 dargestellt ist. Die Bruchfläche entspricht also denen, die bei den Schwingfestigkeitsuntersuchungen beobachtet wurden, und bestätigt damit den Schwachpunkt des Werkstoffs WFN in Form von TiC-Clustern. Des Weiteren wurde die Sonotrodengeometrie so ausgelegt, dass beim Schwingen eine maximale Spannung von 350 MPa bei Raumtemperatur auftritt. Während des Schweißbetriebs steigen die Temperaturen im Kontaktbereich von SKF und Titan lokal auf bis zu 700°C an. Daher besteht die Möglichkeit, dass die Schwingfestigkeit von Ferrotitanit im VHCF-Bereich unterhalb von 350 MPa liegt und die hier untersuchten Sonotroden aus diesem Grund versagten.

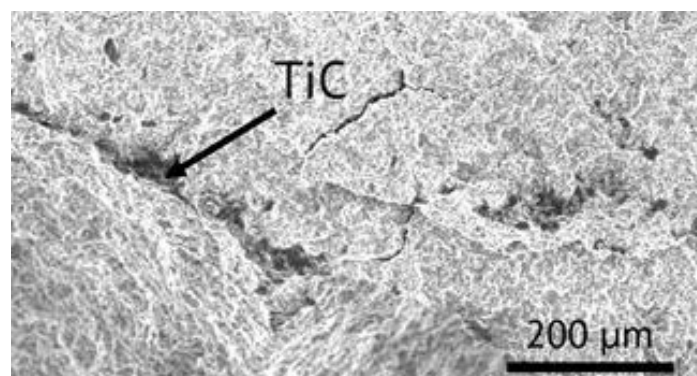


Abbildung 4-23: Bruchfläche einer WFN-Sonotrode mit TiC-Clustern nach 2 m kumulierter Schweißnahtlänge

Die günstigste Struktur der Sonotrodenkoppelfläche zur Verbindung von Ti6Al4V mit CF-PEEK wurde anhand der Verbundfestigkeit orbital geschweißter Fitting/Rohr-Verbindungen bewertet.

Abbildung 4-24 zeigt a) die Ergebnisse der Zugscherfestigkeitsuntersuchungen der geschweißten Verbunde sowie b,c) Ti6Al4V/Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde, die mittels pyramidaler und rillenförmiger SKF verschweißt wurden und deren Schweißnähte entsprechend der SKF im Schweißprozess strukturiert wurden. Die Verbindungen wurden mit einer Sonotrodenwegamplitude von  $48\ \mu\text{m}$ , einer Schweißkraft von  $150\ \text{N}$  und einer Sonotroden geschwindigkeit von  $28^\circ/\text{s}$  ( $\sim 4\ \text{mm/s}$ ) erzeugt. Die Festigkeiten der mit pyramidaler Struktur geschweißten Verbunde liegen im Vergleich zu einer rillenförmigen Struktur höher. Die höchsten Werte werden für die gröbere, pyramidale Struktur PY-3-0,8-KL1 erreicht. Die Überlegenheit der pyramidalen gegenüber der rillenförmigen Strukturierung kann auf den unterschiedlichen Spannungszustand zurückzuführen sein (siehe Abschnitt 4.1.3). Um belastbare Aussagen darüber und über den Vorteil der gröberen gegenüber der feineren Struktur treffen zu können, sind die Kenntnisse zu den hochdynamischen Vorgängen an der SKF bei aktuellem Stand allerdings nicht ausreichend.

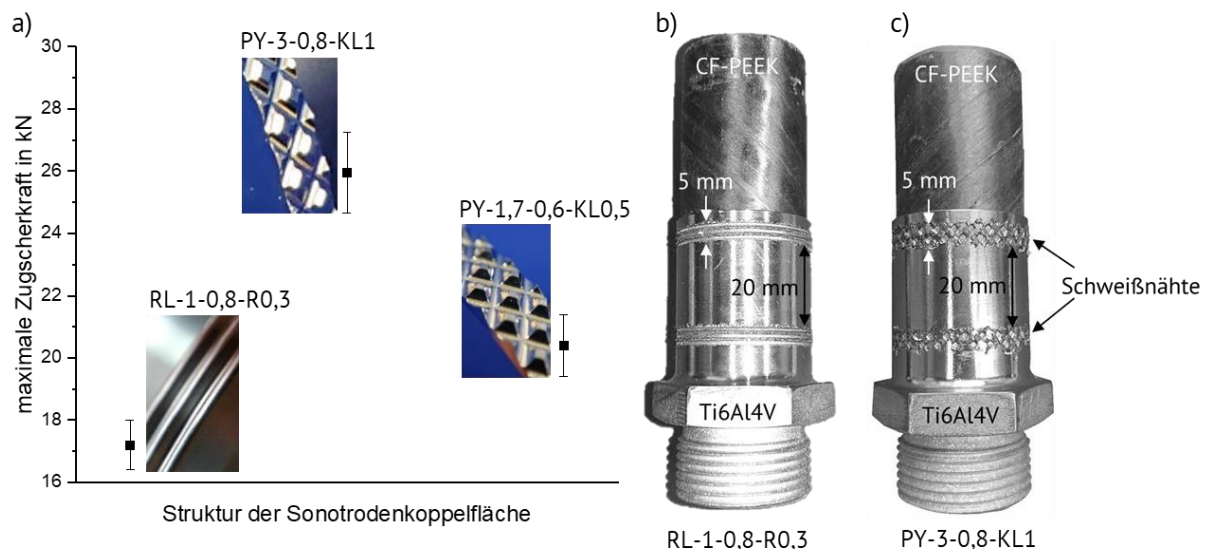


Abbildung 4-24: a) Einfluss der Sonotrodenkoppelfläche auf die Verbundfestigkeit und Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunden, orbital geschweißt b) mit pyramidaler SKF (PY-3-0,8-KL1) und c) mit rillenförmiger SKF (RL-1-0,8-R0,3) mit  $u_s = 48\ \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150\ \text{N}$  und  $\omega = 28^\circ/\text{s}$

#### 4.1.6 Verschleißverhalten der MC90-Sonotroden mit unterschiedlichen SKF

Die Struktur der Sonotrodenkoppelfläche beeinflusst maßgeblich deren Verschleißverhalten der Sonotrodenkoppelflächen und bestimmt daher die Standzeit. Im FE-Modell sind die resultierenden Spannungen einer rillenförmigen gegenüber einer pyramidalen Strukturierung um das

Dreifache höher. Daher ist davon auszugehen, dass der Verschleißwiderstand der rillenförmigen Strukturierung im Vergleich zur pyramidalen Struktur geringer ist. Längerfristige Verschleißbeobachtungen wurden für die Strukturen a) RL-1-0,8-R0,3 und b) PYFL-3-0,8-KL1 durchgeführt. Abbildung 4-25 zeigt repräsentative Ausschnitte der untersuchten Sonotrodenkoppelflächen von MC90-Sonotroden. Die rillenförmige Strukturierung a) wurde für eine kumulierte Schweißnahtlänge bis 40 m dokumentiert (Bezeichnung a<sub>40</sub>). Das Verschleißverhalten der pyramidalen Struktur b) wurde bis zu einer kumulierten Schweißnahtlänge von 10 m (b<sub>10</sub>) untersucht.

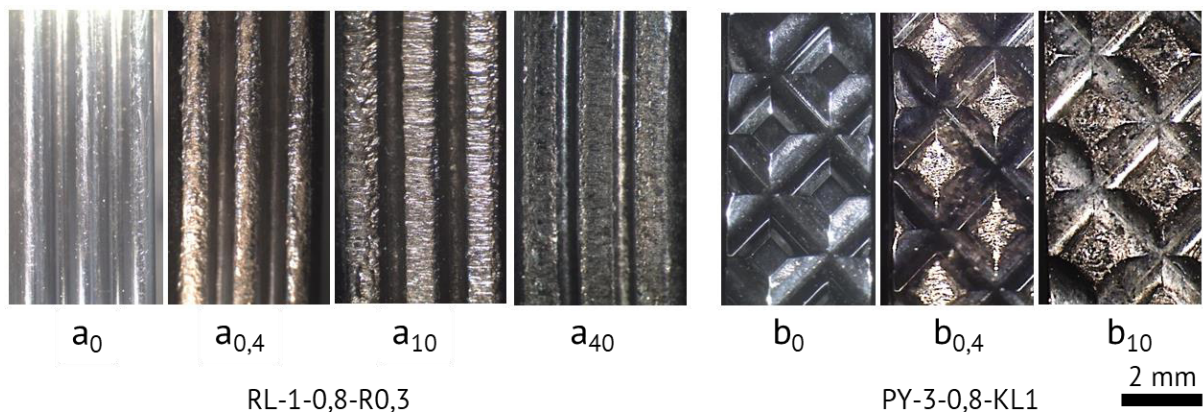


Abbildung 4-25: Vergleichende Verschleißbeobachtung der Sonotrodenkoppelflächen von MC90-Sonotroden a) RL-1-0,8-R0,3 und b) PYFL-3-0,8-KL1 im Ausgangszustand, nach 0,4 m, 10 m und 40 m kumulierter Schweißnahtlänge (a<sub>0</sub>, b<sub>0</sub>, a<sub>0,4</sub>, b<sub>0,4</sub>, a<sub>10</sub>, b<sub>10</sub>, a<sub>40</sub>)

Der quantitativ ermittelte Abtrag ist in Tabelle 4-8 aufgelistet (siehe Abschnitt 3.2.7). Die Abtragung der Kanten kann die vermessene Oberfläche größer erscheinen lassen. Insbesondere bei rillenförmiger Strukturierung a) ist der Messfehler nach kurzer Schweißnahtlänge und daher geringem Abtrag mit 30% sehr hoch. Bei größerem Abtrag entsteht ein deutlich erkennbares Plateau, das eine genauere Vermessung erlaubt. Die Bestimmung des Abtrags der pyramidalen Struktur b) ist durch die Kanten der Struktur von vorneherein genauer. Im Vergleich ist der Abtrag der rillenförmigen Strukturierung wie erwartet deutlich höher als bei der pyramidalen Struktur, was durch die im FE-Modell berechneten Spannungen vorhergesagt und hier bestätigt wurde. Neben höheren resultierenden Verbundfestigkeiten zeigt die pyramidale gegenüber der rillenförmigen Strukturierung also auch hinsichtlich des Verschleißwiderstandes Vorteile. Die rillenförmige Strukturierung zeigte ab 70% verringerter Profilhöhe, d.h. nach einer kumulierten

Schweißnahtlänge von 40 m, eine Reduktion der Verbundfestigkeit, welche daher als Verschleißgrenze betrachtet wird. Bei Annahme eines linearen Abtragverhaltens ab 10 m kumulierter Schweißnahtlänge kann das Verhalten der pyramidalen Struktur prognostiziert werden, die hochgerechnet nach 40 m einen Abtrag von 54% und nach 55 m einen Abtrag von 70% (Verschleißgrenze) aufweisen würde. Dadurch ist die Standzeit der pyramidalen Struktur gegenüber der rillenförmigen Strukturierung um ca. 27% höher.

Tabelle 4-8: Abtrag der Sonotrodenkoppelfläche durch den Schweißprozess in mm absolut und relativ Tiefe des ursprünglichen Profils in %

Kumulierte Schweißnahtlänge	SKF a			SKF c		
	Abtrag		Abweichung	Abtrag		Abweichung
0,4 m	0,05 mm	8%	±30%	0,1 mm	±11%	6%
10 m	0,23 mm	38%	±1,5%	0,2 mm	±22%	6%
40 m	0,42 mm	70%	±6%	-	-	

#### 4.1.6.1 Einfluss des Sonotrodenabdrucks auf die Schwingfestigkeit von Titan

Titan ist ein kerbempfindlicher Werkstoff, d.h. die Schwingfestigkeit hängt von der Oberflächenbeschaffenheit ab [181]. Schon bei Kerbtiefen von 20 µm wird die Wechselfestigkeit deutlich verringert [182, 183]. Durch den Ultraschallschweißprozess wird eine Kerbe in Form des Sonotrodenabdruckes in den oberen Fügepartner aus Titan eingebracht. Es ist davon auszugehen, dass jede Form der Kerbe die Schwingfestigkeit reduziert. Dennoch kann die Reduktion der Schwingfestigkeit durch die Wahl einer geeigneten Strukturierung der SKF verringert werden.

Zur Überprüfung des Einflusses der Sonotrodenkoppelfläche auf die Schwingfestigkeit des oberen Fügepartners wurden Ti6Al4V Blechproben im Schweißprozess unter realistischen Bedingungen beansprucht. Neben der eingebrachten Kerbe in Form des Sonotrodenabdruckes wird die Gefügestruktur im Bereich der Ultraschalleinflusszone beeinflusst (Abschnitt 4.3), die sich ebenfalls auf die Schwingfestigkeit auswirken kann. Das Ermüdungsverhalten ultraschallbeanspruchter Titan-Blechproben im Vergleich zum Ausgangszustand ist in Abbildung 4-26 abgebildet.

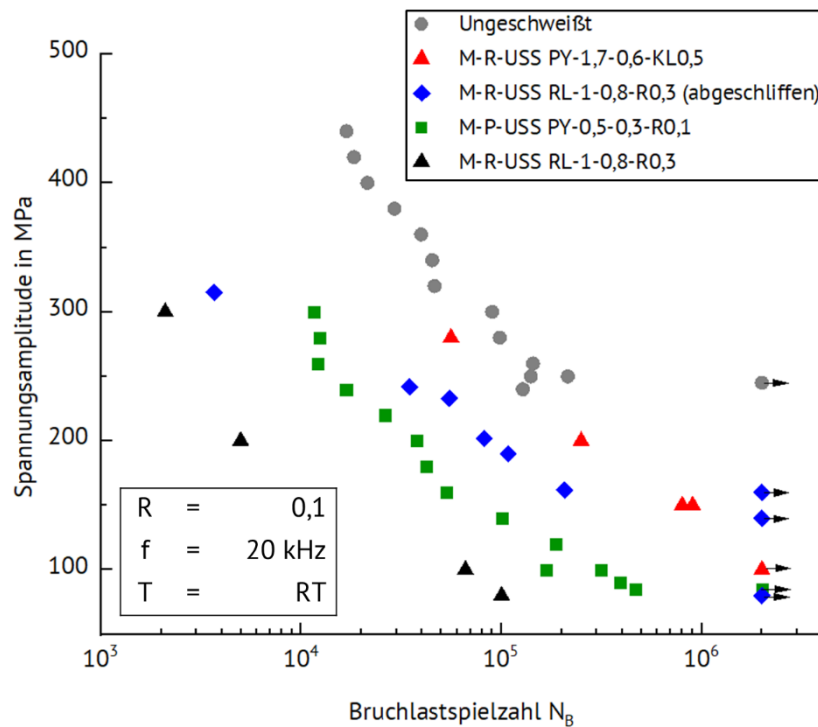


Abbildung 4-26: Ermüdungsverhalten ultraschallbeanspruchter Ti6Al4V Blechproben im HCF-Bereich bei Lastspielzahlen von bis zu  $2 \cdot 10^6$

Die Verläufe der Spannungsamplitude über die Bruchlastspielzahl  $N_B$  weisen für alle Zustände ähnliche Formen auf unterschiedlichen Spannungsniveaus in Abhängigkeit der Lastspielzahl auf. Ungeschweißte Proben zeigen die höchsten Schwingfestigkeiten. Das Spannungsniveau der Schwingfestigkeiten pyramidal rollnahtgeschweißter (PY-3-0,8-KL1) Proben liegt nur knapp darunter, wohingegen die rillenförmige Strukturierung (RL-1-0,8-R0,3) deutlich geringere Schwingfestigkeiten aufweist. Sogar Proben, deren Kerben abgeschliffen wurden, liegen noch unterhalb der pyramidal rollnahtgeschweißten Proben (RL-1-0,8-R0,3 abgeschliffen), was auf eine beeinflusste Mikrostruktur hindeutet (siehe Abschnitt 4.3.3). Pyramidal punktgeschweißte Proben (PY-0,5-0,3-R0,1) weisen im Vergleich zum Ausgangszustand ebenfalls ein deutlich reduziertes Spannungsniveau der Schwingfestigkeiten auf.

### 4.2 Schweißsysteme und Prozessentwicklung

Die Entwicklung der Schweißsysteme umfasst die Kinematik des Schwingungssystems für den kontinuierlichen Prozess, geeignete Probenfixierungen sowie ein Mess- und Regelungssystem auf Basis einer US-Rollnahtschweißanlage „Branson Ultraseam US20“. Beim translatorischen sowie orbitalen USS rollt die Sonotrode auf dem oberen Fügepartner ab und schwingt parallel zur Fügepartioberfläche. Obwohl das grundlegende Prinzip beider Verfahren gleich ist, sind die Anforderungen an die Schweißanlage unterschiedlich. In diesem Abschnitt werden der Aufbau der entwickelten Schweißsysteme sowie die Prozessentwicklung vorgestellt.

#### 4.2.1 Translatorisches Ultraschallschweißen

Im Wesentlichen besteht die Schweißanlage aus dem Schweißaktuator, einem translatorischen Antrieb, der Einspannvorrichtung der Fügepartner sowie einem Mess- und Regelungssystem. Der Aufbau der Translationsschweißanlage im Bereich der Sonotrode ist in Abbildung 4-27 dargestellt. Der Schweißaktuator beinhaltet das frei drehbare Schwingungssystem sowie einen pneumatischen Zylinder zur Aufbringung der Schweißkraft. Der translatorische Antrieb bewegt den Schweißaktuator linear, parallel zu den Fügepartnern, die in einer Einspannvorrichtung fixiert werden. Das Schwingungssystem rotiert durch die translatorische Bewegung des Aktuators bei Kontakt mit dem oberen Fügepartner und ausreichend hoher Schweißkraft. Grundsätzlich können dabei das Schwingungssystem oder die Fügepartner einzeln oder gleichzeitig angetrieben werden. Die hier entwickelte Anlage verfügt über einen Antrieb des Schweißaktuators. Über das Mess- und Regelungssystem werden relevante Prozessparameter erfasst und geregelt.

Die Fügepartner werden unabhängig voneinander pneumatisch eingespannt. Die maximale Spannkraft beträgt beim oberen Fügepartner 8 kN und beim unteren 10 kN. Um Kollisionen mit der Sonotrode oder dem Aktuator zu vermeiden werden, ist die Einspannvorrichtung so ausgelegt, dass die Sonotrode frei über der Einspannvorrichtung verfahren kann. Daher sind die pneumatischen Zylinder unterhalb der Fügepartner angebracht, wie in Abbildung 4-28 dargestellt. Die Translationsbewegung des Aktuators wird über einen Getriebemotor (SEW RF27DRS7184) herbeigeführt, der Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 0,1 - 10 mm/s ermöglicht.

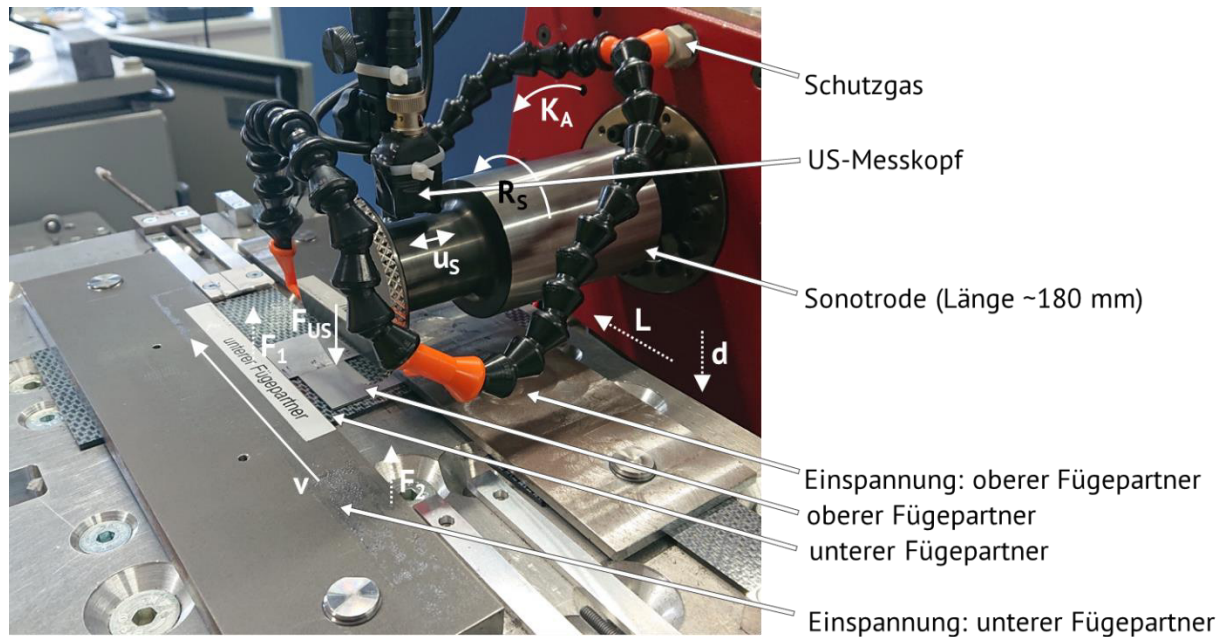


Abbildung 4-27: Aufbau der Translationsschweißanlage im Bereich der Sonotrode (Vorderseite) mit der angedeuteten Rotation der Sonotrode  $R_S$ , der Verkipfung des Aktuators  $K_A$  zur Aufbringung der Schweißkraft  $F_{US}$ , der Sonotrodenwegamplitude  $u_S$ , der Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , den gemessenen Schweißkräften  $F_1$  und  $F_2$ , der Eindringtiefe der Sonotrode  $d$  und der Schweißnahtlänge  $L$

Zu Beginn des Schweißprozesses setzt die Sonotrode durch eine Verkipfung des Aktuators mit der Schweißkraft  $F_{US}$  auf dem oberen Fügepartner auf, rollt mit der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  auf dem oberen Fügepartner ab und rotiert dabei in Rotationsrichtung  $R_S$ . Dabei schwingt die Sonotrode mit der Amplitude  $u_S$  orthogonal zur Kraftrichtung  $F_{US}$ . Während des Schweißprozesses wird der Kontaktbereich der Sonotrode und des oberen Fügepartners mit Schutzgas (Argon) umspült. Dadurch wird die Oxidation des oberen Fügepartners gehemmt und zusätzlich Wärme aus dem Kontaktbereich abgeführt. Zum Beenden des Schweißprozesses hebt sich die Sonotrode in der Regel schwingend vom oberen Fügepartner ab und der Aktuator wird in die Ausgangsposition gefahren. Die Zeitpunkte für Start und Ende der Sonotrodenschwingung sowie für das Absenken und Abheben der Sonotrode vom oberen Fügepartner können abgestimmt werden. Dadurch ist in erster Linie gewährleistet, dass die Sonotrode trotz unterschiedlicher Vorschubgeschwindigkeiten an der gleichen Position auf den Fügepartnern aufsetzt und nach Erreichen der vollständigen Schweißnahtlänge rechtzeitig abhebt. Der Zeitraum der Sonotrodenschwingung kann an die Anforderungen des jeweiligen Schweißvorgangs angepasst wer-



den. Es ist beispielsweise vorteilhaft, wenn die Sonotrode nach dem Schweißprozess schwingend vom oberen Fügepartner abhebt, um ein Verschweißen bzw. Anhaften der Sonotrode mit dem metallischen Fügepartner zu vermeiden.

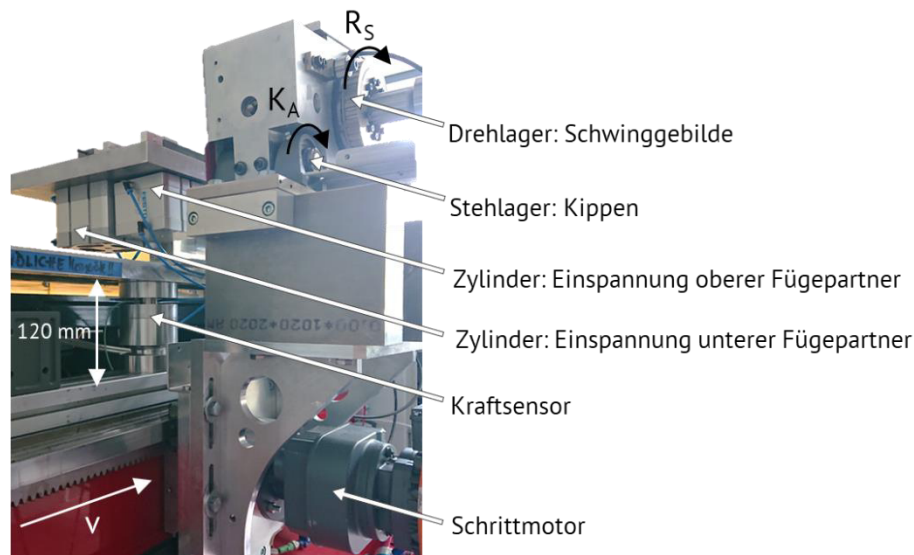


Abbildung 4-28: Aufbau der Translationsschweißanlage auf der Rückseite

Um eine homogene Verbundqualität entlang der Schweißnaht zu gewährleisten, müssen die Prozessparameter während des Schweißvorgangs konstant gehalten werden. Die Schweißanlage verfügt hierzu über verschiedene Mess- und Regelungssysteme, die über den Schweißgenerator miteinander verbunden sind. Die translatorische Bewegung (Schweißweg  $x$ ) wird vom Spannungsgeber des Schrittmotors vorgegeben. Wegsensoren erfassen den Schweißweg (KTC 300 P) sowie die Eindringtiefe (Keyence GT-2) der Sonotrode. Die Amplitude wird mit Hilfe eines induktiven Ultraschallmesskopfes (USM 3.1) gemessen. Die Schweißkraft wird mittels piezoelektrischer Drucksensoren (Kistler 9031A) unterhalb der Einspannvorrichtung gemessen. Zur Regelung der Schweißkraft bzw. des Schweißdruckes wird ein Proportionalventil eingesetzt, das die Luftzufuhr des Schweißkraftzylinders (Abbildung 4-28) regelt. Dazu wird über eine Schwellenwertregelung auf Basis von LabVIEW das gemessene Kraftsignal nahezu in Echtzeit ausgelesen und mit dem Sollwert abgeglichen. Über- oder unterschreitet das Kraftsignal den Sollwert um den Toleranzbereich von  $\pm 1\%$  des Sollwertes, wird die Luftzufuhr des Schweißkraftzylinders und damit die Kraft über eine Steuerspannung angepasst. Eine Druck-Gasfeder mit einer konstanten Kraft von 200 N wirkt der Gewichtskraft des Aktuators entgegen. Der Schweißaktuator wirkt mit einer Gewichtskraft von ca. 150 N und bestimmt so die identische minimale Schweißkraft. Die Druck-Gasfeder gleicht das Gewicht des Aktuators aus und der Schweißkraftzylinder muss somit eine zusätzliche Kraft  $> 50$  N aufbringen, damit der

Aktuator kippt und die Sonotrode eine effektive Schweißkraft  $> 0$  N aufbringen kann. Das Proportionalventil wird mit einer Spannung von 0-10 V gesteuert. Es hat sich herausgestellt, dass eine minimale Spannung von 2 V für einen zuverlässigen Betrieb des Proportionalventils erforderlich ist. Reproduzierbare Schweißkräfte mit einer akzeptablen Regeltoleranz von 5% von mindestens 80 N sind mit diesem Aufbau realisierbar. Die maximale Schweißkraft wird durch den maximalen Systemdruck von 6 bar begrenzt und beträgt ca. 600 N. Abbildung 4-29 zeigt die betrachteten Prozessparameter der Translationsschweißanlage sowie den exemplarischen Messwertverlauf einer erfolgreichen Schweißung mit nahezu konstanter Schweißkraft, Sonotrodenwegamplitude und Schweißleistung während der gesamten Schweißdauer.

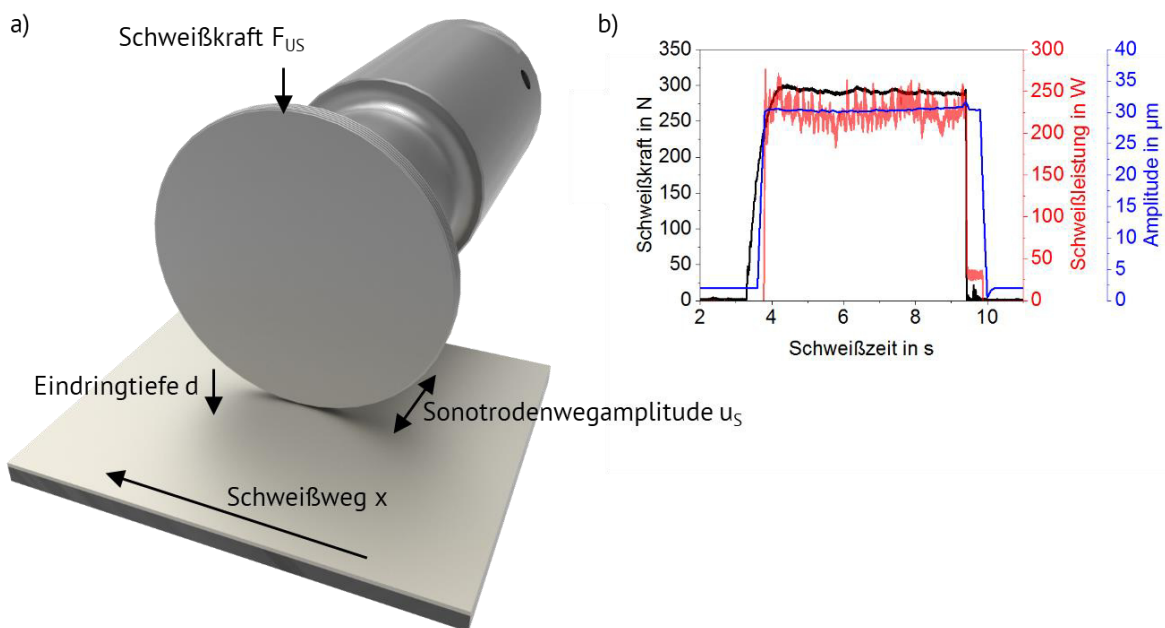


Abbildung 4-29: a) Betrachtete Prozessparameter der Translationsschweißanlage und b) exemplarischer Messwertverlauf der wichtigsten Prozessgrößen einer 80 mm Schweißnaht ( $v = 12$  mm/s)

Die Entwicklung der Schweißanlage wurde von zahlreichen Schweißversuchen begleitet, um die Reproduzierbarkeit der Verbundqualität zu überprüfen. Die wesentlichen Prozessparameter, die die Verbundqualität beeinflussen, sind die Sonotrodenwegamplitude, die Schweißkraft, die Vorschubgeschwindigkeit sowie die Einspannkräfte, mit denen die Fügepartner fixiert werden. Die gezielte Regelung und Kontrolle dieser Parameter ermöglicht den anspruchsvollen kontinuierlichen Schweißprozess von Metallen mit Faserkunststoffverbunden. Abbildung 4-30 zeigt verschiedene translatorisch geschweißte Metall/CF-PEEK-Verbunde, die im Rahmen der Prozessentwicklung ultraschallgeschweißt wurden.

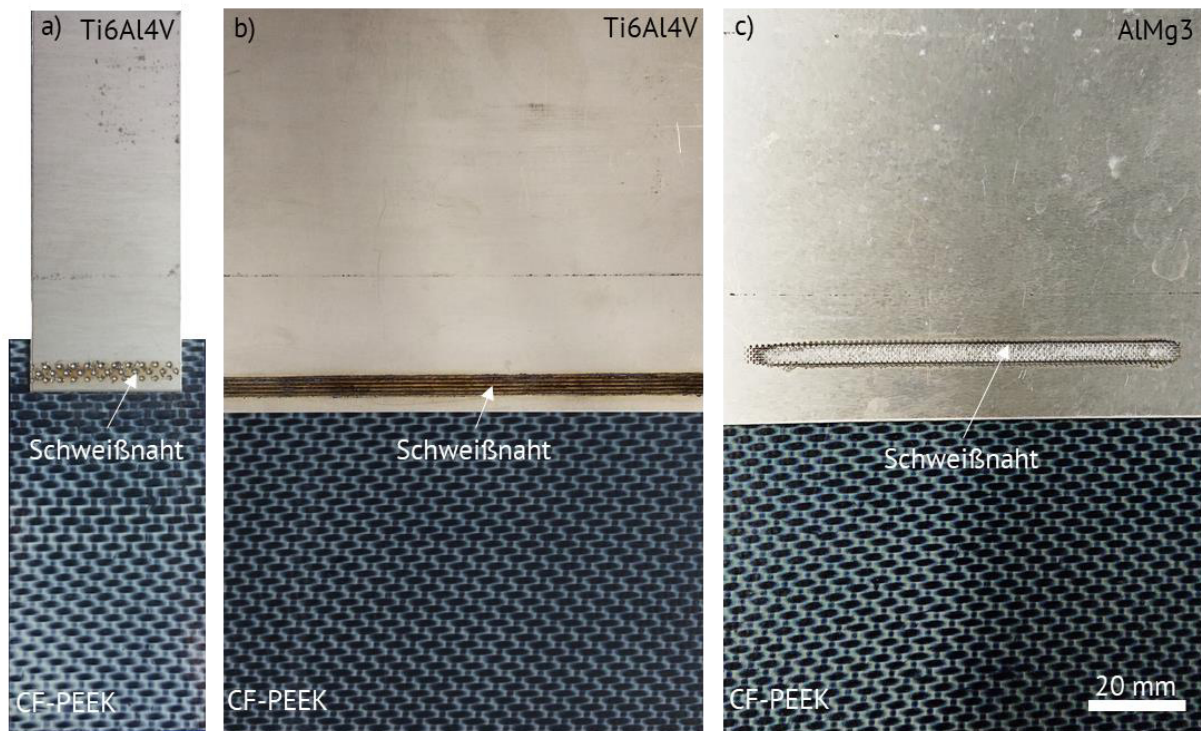


Abbildung 4-30: Translatorisch ultraschallgeschweißte Metall/CF-PEEK-Verbunde: a) Ti6Al4V/CF-PEEK mit 30 mm Schweißnahtlänge, b) Ti6Al4V/CF-PEEK mit 100 mm Schweißnahtlänge und c) AlMg3/CF-PEEK mit 80 mm Schweißnahtlänge.

#### 4.2.2 Orbitales Ultraschallschweißen

Zum Verbinden rohrförmiger hybrider Verbindungen aus Leichtmetall und CFK wurde in Zusammenarbeit mit dem Composite Technology Center in Stade (CTC GmbH) eine Orbital-schweißanlage entwickelt, die in der Lage ist, den Schweißaktuator auf einer Umlaufbahn (Orbit) um die rohrförmigen Fügepartner zu bewegen und somit eine umlaufende Schweißnaht zu erzeugen. Die Verfahrensweise ist mit anderen kontinuierlichen Ultraschallschweißverfahren identisch, bei denen die Sonotrode auf dem oberen Fügepartner abrollt und eine ununterbrochene Verbindung der Fügepartner erzeugt. Abbildung 4-31 zeigt die Orbital-schweißanlage im Überblick. In Bereich A befinden sich die Mess- und Regelungssysteme der Schweißanlage, B markiert die Einspannvorrichtung der Fügepartner, C deutet den Bereich an, in dem die Schweißung stattfindet und E markiert die Drehachse, auf der sich der Aktuator D mit dem Schwingungssystem um die Fügepartner bewegt.

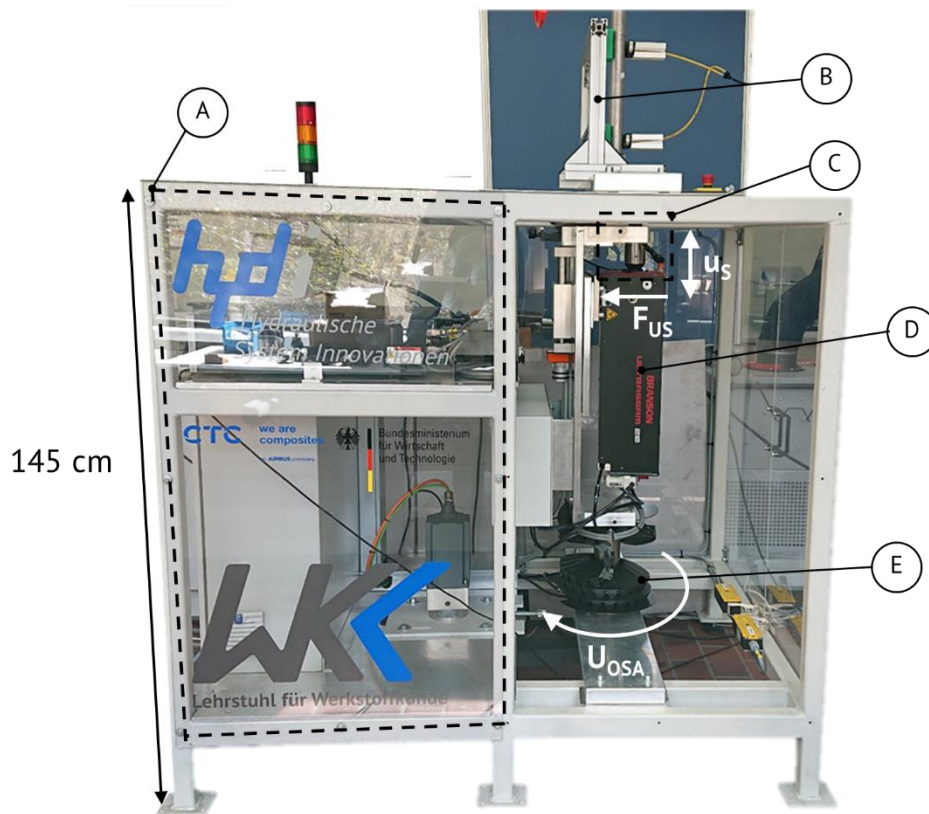


Abbildung 4-31: Übersichtsdarstellung der Orbitalschweißanlage A) Mess- und Regelsysteme, B) Einspannvorrichtung, C) Schweißbereich, D) Schweißaktuator und E) Drehachse

Das Mess- und Regelungssystem (A) ähnelt dem der Translationsschweißanlage (Abbildung 4-29). Der Schweißgenerator versorgt das Schwingungssystem mit der notwendigen hochfrequenten Spannung und ist mit einer speicherprogrammierbaren Steuerung (SPS) verknüpft. Bis auf die hochfrequente Spannung des Schweißgenerators werden alle Signale und Messwerte von der SPS erfasst und geregelt. Die Drehbewegung des Aktuators wird von einem Schrittmotor realisiert. Alle Zuleitungen des Aktuators und der Messtechnik im Schweißbereich sind in einer Kabelführungskette untergebracht. Dadurch sind maximal drei Umdrehungen des Schweißaktuators um die Drehachse möglich (E). Die Schweißkraft wird pneumatisch aufgebracht und über ein Proportionalventil geregelt. Der Schweißweg wird über das Signal des Schrittmotors (Siemens S1FL6) berechnet. Die Eindringtiefe der Sonotrode wird mit Hilfe eines absoluten Wegensors erfasst (Keyence GT-2, Quarzglas-Messskala). Die Schweißkraft wird mittels piezoelektrischer Drucksensoren (Kistler 9031A) gemessen.

Vor dem Schweißprozess werden CF-PEEK-Rohr und Ti6Al4V-Fitting in einer Halterung befestigt, von oben in die Einspannvorrichtung (B) geführt und pneumatisch fixiert. Der Schweiß-

aktuator (D) ist vertikal angeordnet, wodurch die Gewichtskraft des Aktuators bei der Kraftregelung nicht berücksichtigt werden muss. Abbildung 4-32 zeigt den realen Schweißbereich der Orbitalschweißanlage (Abbildung 4-31 C) sowie ein reduziertes CAD-Modell zur Veranschaulichung des Arbeitsbereichs. Die Drehachse des Aktuators ist in Abbildung 4-32 b) dargestellt. Beim orbitalen Schweißprozess werden sowohl der Aktuator ( $U_{OSA}$ ) als auch die Sonotrode ( $U_s$ ) rotatorisch angetrieben. Die Sonotrode setzt während des Schweißprozesses mit der Schweißkraft  $F_{US}$  auf dem oberen Fügepartner auf. Das Gegenlager enthält einen Kraftsensor, der die Schweißkraft direkt erfasst, die die Sonotrode ausübt. Während des Schweißprozesses wird der gesamte Schweißbereich mit Argon umspült, um den Fügebereich zu kühlen und Oxidation am Ti6Al4V-Fitting zu hemmen. Durch den höhenverstellbaren Aktuator können mehrere Schweißnähte auf einem Fitting erzeugt werden. Das Gegenlager ist ebenfalls verstellbar, so dass Fügepartner mit unterschiedlichen Durchmessern in Bezug zur Drehachse ausgerichtet werden können.

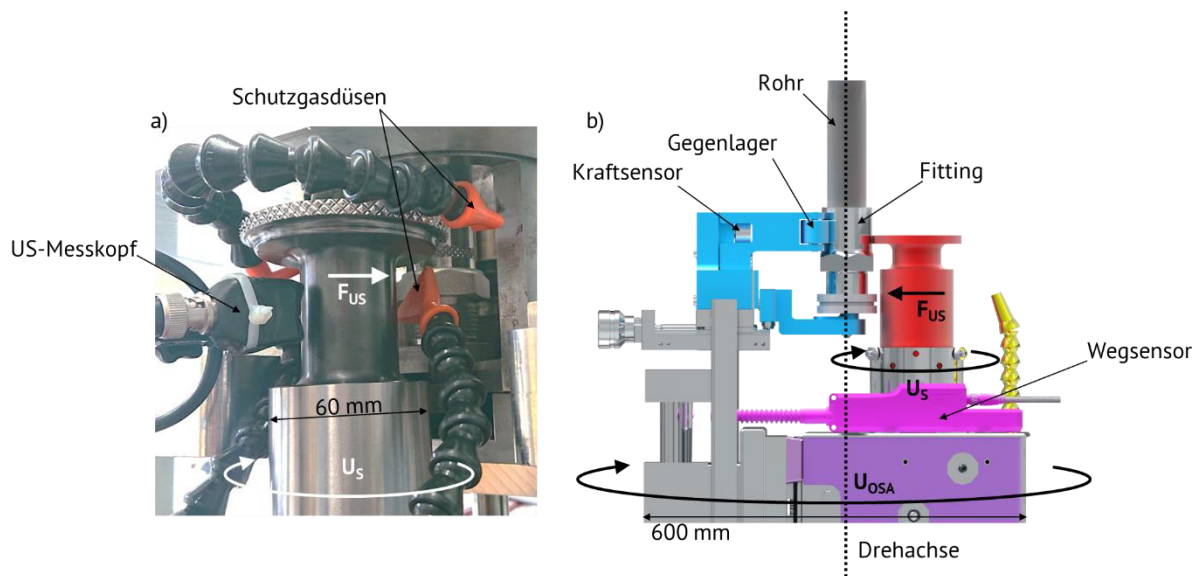


Abbildung 4-32: Schweißbereich der Orbitalschweißanlage (Abbildung 4-31 C): a) Schweißbereich mit Sonotrode, CF-PEEK-Rohr, Ti6Al4V-Fitting, US-Messkopf und Schutzgasdüsen und b) CAD Modell des Schweißbereiches

Grundvoraussetzung für einen erfolgreichen Schweißprozess ist der dauerhafte Kontakt zwischen beiden Fügepartnern. Beim Ultraschallschweißen ebener Fügepartner wird der Kontakt zunächst durch die Einspannung und während des Schweißens über die aufgesetzte Sonotrode erzeugt, so dass sich der obere und der untere Fügepartner annähern können. Beim Verbinden rohrförmiger Strukturen ist der obere der äußere und der untere der innere Fügepartner. Um

eine Annäherung der Fügepartner durch eine Einspannung oder die Schweißkraft zu ermöglichen, müsste entweder der Querschnitt des äußeren Fügepartners verringert oder der des inneren vergrößert werden. Auf Grund der Steifigkeit und der Festigkeit der Ti6Al4V-Fittings und der CF-PEEK-Rohre ist sowohl eine elastische als auch plastische Verformung des Querschnitts schwer realisierbar. Daher werden die Fügepartner vor dem Schweißprozess übermaßgepasst. Abbildung 4-33 zeigt eine schematische Darstellung der Übermaßpassung sowie den Verbund vor und nach dem Schweißprozess.

Zur Übermaßpassung wird das Ti6Al4V-Fitting auf 380°C erwärmt und das CF-PEEK-Rohr mit Hilfe einer Dornpresse bei einer Kraft von 8 kN eingepresst. Ti6Al4V hat einen Wärmeausdehnungskoeffizienten von  $8,7 - 9,1 * 10^{-6}/K$  [11], wodurch sich der Innendurchmesser des Fittings bei 380°C von 32,3 mm auf 32,7 mm vergrößert. Das CF-PEEK-Rohr hat einen Außendurchmesser von 32,4 bis 32,7 mm, auf den das Fitting beim Abkühlen aufschumpft, wodurch ein spaltfreier Kontakt zwischen Fitting und Rohr entsteht, welcher durch ein lokales Aufschmelzen der PEEK-Matrix begünstigt wird. Der übermaßgepasste Verbund b) wird anschließend in die Schweißanlage eingespannt und verschweißt c).

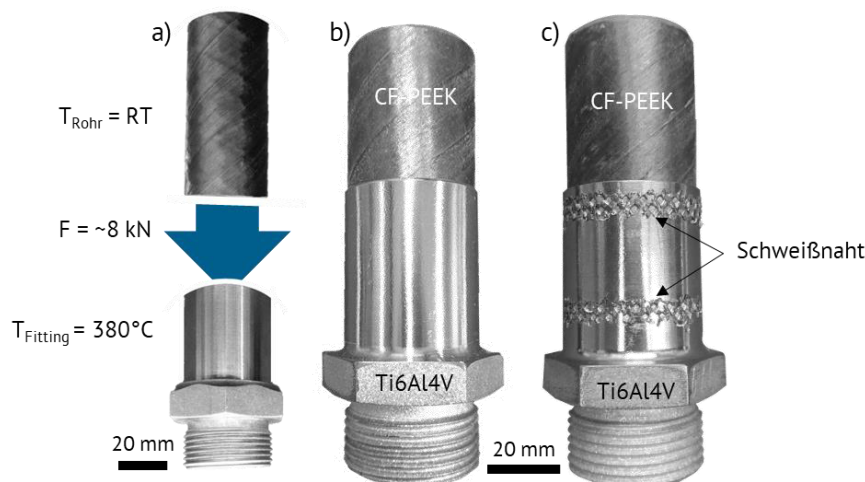


Abbildung 4-33: Orbitales Ultraschallschweißen a) Übermaßpassung, b) Übermaßgepasster Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbund, c) orbital geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbund

### 4.2.3 Prozessparameterermittlung und Verbundfestigkeiten

Der Ultraschallschweißprozess wird von zahlreichen Parametern beeinflusst, die Auswirkungen auf die Verbundfestigkeit haben. Grundsätzlich wird zwischen werkstoffseitigen und pro-

zesseitigen Einflussgrößen unterschieden [9]. Gängige Prozessparameter sind die Sonotrodenwegamplitude, die Schweißkraft sowie die Schweißenergie, die an die werkstoffspezifischen intrinsischen und extrinsischen Eigenschaften der Fügepartner angepasst werden müssen. Die Schweißenergie beim kontinuierlichen USS ergibt sich dabei aus der Schweißdauer und Leistung des Schweißgenerators, die wiederum von der Sonotrodenwegamplitude und der Kraft abhängt, aber beispielsweise auch von den Freiheitsgraden der Fügepartner. Dadurch ist eine prozessübergreifende Vergleichbarkeit der Schweißenergie nicht grundsätzlich gegeben. Die Prozessparameter zum Verbinden von Ti6Al4V mit CF-PEEK mittels Leistungultraschall wurden anhand erreichter Verbundfestigkeiten bewertet, die im Zugscherversuch ermittelt wurden. Eine statistische Versuchsplanung eignet sich prinzipiell gut für eine Studie mehrerer Einflussgrößen auf einen Zielwert, in diesem Fall die Zugscherfestigkeit [9, 26], insbesondere bei Prozessparametern, die sich gegenseitig beeinflussen, wie die Schweißenergie, die unter anderem von der Sonotrodenwegamplitude und der Schweißkraft abhängt.

Verschiedene Kombinationen von Prozessparametern sind möglich, um einen erfolgreichen Schweißprozess zu realisieren. Häufig wird eine statistische Versuchsplanung eingesetzt, um eine geeignete Kombination aus Sonotrodenwegamplitude, Schweißkraft und Schweißenergie zu ermitteln.

### 4.2.3.1 Translatorisches Ultraschallschweißen - Prozessparameter

Ziel der Prozessparameterentwicklung ist eine hohe und reproduzierbare Verbundfestigkeit in einem robusten Schweißprozess. Die Parameterstudie wird mittels statistischer Versuchsplanung durchgeführt, die ein realistisches Feld geeigneter Parameter voraussetzt, um aussagekräftige Ergebnisse zu erzielen. Sind die Bereiche, in denen die Parameter variiert werden, zu groß, werden unter Umständen keine geeigneten Parameterkombinationen untersucht. Für eine belastbare Parameterstudie muss die Reproduzierbarkeit der Versuche und damit der Verbundqualität gewährleistet werden. Im Rahmen der Entwicklung der Translations- und der Orbital-schweißanlage wurden zahlreiche Schweißversuche in Bezug auf die Reproduzierbarkeit durchgeführt. Es hat sich herausgestellt, dass insbesondere die Fixierung der Fügepartner einen großen Einfluss auf die Reproduzierbarkeit der Verbundfestigkeit hat. Die unabhängige Einspannung der Fügepartner voneinander ist vermeintlich vorteilhaft, da davon ausgegangen wird, dass zur Erzeugung einer Relativbewegung nur ein Fügepartner beweglich sein sollte, um die Kontrolle der Bewegung zu bewahren. Der obere Fügepartner steht in direktem Kontakt mit der Sonotrode und wird daher als der bewegliche Fügepartner ausgewählt. Um einen Zusam-

menhang der Bewegung des unteren Fügepartners mit der Reproduzierbarkeit und der Verbundfestigkeit in Abhängigkeit der Einspannkraft am unteren Fügepartner herzustellen, wurde die Bewegung des unteren Fügepartners während des Schweißprozesses mittels in-plane LDV parallel zur Schwingungsrichtung gemessen. Ergänzend wurden für Einspannkraften von 1 kN bis 10 kN jeweils drei translatorische Schweißungen von Ti6Al4V mit CF-PEEK durchgeführt, um die Verbundfestigkeit als Funktion der Einspannkraft zu ermitteln. Die Versuche wurden mit einer WFN Sonotrode (RL-0,7-0,6-R0,3), einer Sonotrodenamplitude  $u_s = 27 \mu\text{m}$ , einer Schweißkraft  $F_{US} = 200 \text{ N}$  und einer Sonotroden geschwindigkeit  $v = 8 \text{ mm/s}$  durchgeführt, bei denen für alle Einspannkraften belastbare Messungen durchgeführt werden konnten. Die Sonotrode und Prozessparameter in dieser Größenordnung haben nur einen geringen Einfluss auf den tendenziellen Verlauf der Bewegung des unteren Fügepartners und der Festigkeit in Abhängigkeit der Einspannkraft und sind daher vergleichbar mit anderen Parameterkombinationen.

Abbildung 4-34 zeigt die Wegamplitude des unteren Fügepartners parallel zur Sonotroden schwingung während des Schweißprozesses und die resultierende Zugscherfestigkeit in Abhängigkeit der Einspannkraft des unteren Fügepartners. Mit steigender Einspannkraft  $> 2,5 \text{ kN}$  sinkt die Amplitude stark ab. Analog dazu steigt die Verbundfestigkeit mit steigender Einspannkraft tendenziell an. Entscheidender ist jedoch die Zunahme der Reproduzierbarkeit, die anhand der Fehlerbalken deutlich wird. Bis zur maximalen Einspannkraft von 10 kN steigt die Reproduzierbarkeit auf 95% bei einer Amplitude von  $0,01 \mu\text{m}$  am unteren Fügepartner.

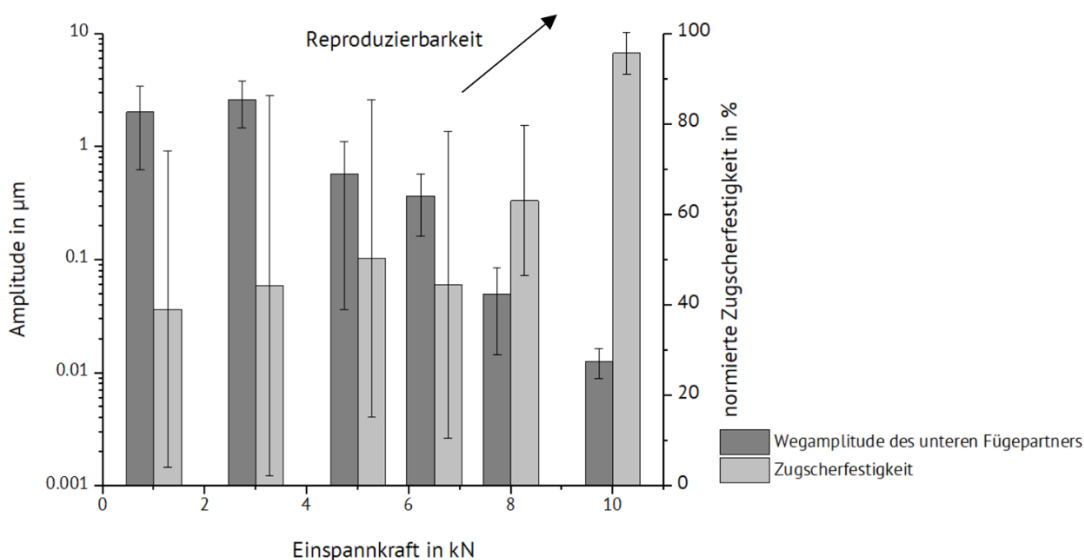


Abbildung 4-34: Einfluss der Einspannkraft auf die Amplitude der Bewegung des unteren Fügepartners, die Verbundqualität und die Reproduzierbarkeit der Schweißversuche, mit  $u_s = 27 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 200 \text{ N}$  und  $v = 8 \text{ mm/s}$  und einer WFN Sonotrode RL-0,7-0,6-R0,3



Auch die Einspannkraft am oberen Fügepartner beeinflusst die Reproduzierbarkeit sowie die Verbundfestigkeit. Analog zur Untersuchung am unteren Fügepartner wurde mit den gleichen Schweißparametern und einer Einspannkraft von 10 kN am unteren Fügepartner die Verbundfestigkeit als Funktion der Einspannkraft am oberen Fügepartner ermittelt (Abbildung 4-35). Eine Ermittlung der Bewegung des oberen Fügepartners ist aufgrund des eingeschränkten Bau- raums in diesem Aufbau nicht möglich. Die höchsten Verbundfestigkeiten und die geringste Abweichung resultieren bei einer Einspannkraft von 6 kN. Bei kleineren Kräften ist es möglich, dass sich der obere Fügepartner zum Teil willkürlich und ungleichmäßig bewegt. Dadurch kön- nen die Randbedingungen bei jeder Schweißung unterschiedlich sein. Wird ein kritischer Wert der Einspannkraft  $> 6$  kN überschritten, kann es sein, dass die Relativbewegung der Fügepart- ner gehemmt und dadurch die Verbundfestigkeit verringert wird. Arbeiten von Wodara zeigen einen Zusammenhang zwischen der Bauteilgeometrie und den Verbundeigenschaften [38]. Au- ßer der Einspannung beeinflusst die Geometrie der Bauteile das Bewegungsprofil der Fügepart- ner. Eine gezielte Einspannung gibt das Bewegungsprofil vor und sichert so die Vergleichbar- keit unterschiedlicher Geometrien. Daher wird angenommen, dass die hier im Labormaßstab entwickelten Prozesse zumindest prinzipiell auf reale Bauteile übertragen werden können.

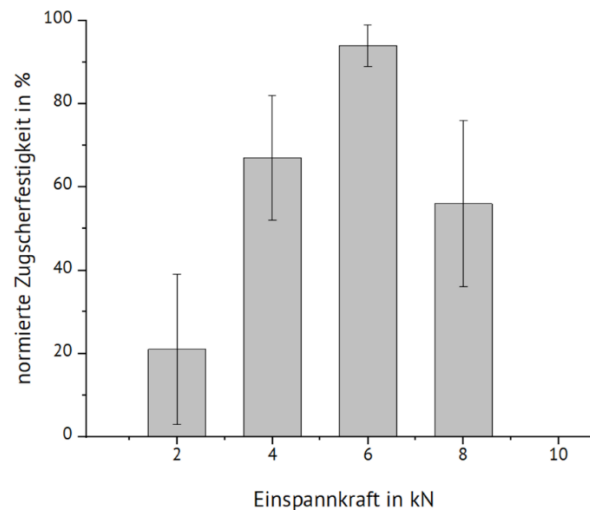


Abbildung 4-35: Normierte Zugscherfestigkeit in Abhängigkeit der Einspannkraft des obe- ren Fügepartners, mit  $u_s = 27 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 200 \text{ N}$  und  $v = 8 \text{ mm/s}$  und der Sonotrode WFN RL-0,7-0,6-R0,3

Die Untersuchungen zur Einspannung der Fügepartner deuten an, dass die Reproduzierbarkeit maßgeblich von der Fixierung bestimmt wird. Der untere Fügepartner sollte demnach möglichst gegen jede Bewegung fixiert werden. Bewegungen des oberen Fügepartners sollten limitiert, aber nicht vollständig unterbunden werden. Es ist möglich, dass die optimale Einspannkraft mit

den Prozessparametern variiert. Dennoch scheint die Auswirkung der Einspannkraft auf die Verbundfestigkeit im Vergleich zu anderen Parametern gering zu sein, sofern ein kontrolliertes Bewegungsprofil der Fügepartner gewährleistet ist.

Die Kombination der Prozessparameter in Zusammenhang mit den Werkstoffeigenschaften ist entscheidend für den Ablauf der auf mikrostruktureller Ebene ablaufenden Vorgänge im Bereich der Fügezone (siehe Kapitel 2.2). Die Prozessparameter müssen somit an die intrinsischen und extrinsischen Werkstoffeigenschaften der Fügepartner angepasst werden. Eine gezielte Prozessparameterermittlung muss für jede Werkstoffkombination sowie für jede Fügepartnergeometrie angepasst werden. Beim Verschweißen von Metall und CFK mit thermoplastischer Matrix mittels Leistungultraschall soll während des Schweißprozesses die Matrix aufgeschmolzen werden und sich das Metall und die Kohlenstofffasern annähern und verbinden, ohne dass einer der Fügepartner beschädigt wird. [24, 50].

Zur Prozessparameterermittlung translatorisch geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindungen wurde eine statistische Versuchsplanung eingesetzt, mit der die Kombination aus Sonotrodenwegamplitude, Schweißkraft und Sonotrodengeschwindigkeit ermittelt wird, die in der höchsten Verbundfestigkeit resultiert. Die beschriebenen Einspannverhältnisse bleiben dabei konstant. Der untere Fügepartner wird mit einer Kraft von 10 kN und der obere mit einer Kraft von 6 kN eingespannt. Die Schweißamplitude wird zwischen 26  $\mu\text{m}$  und 38  $\mu\text{m}$ , die Schweißkraft zwischen 100 N und 350 N und die Sonotrodengeschwindigkeit zwischen 2 mm/s und 7 mm/s variiert. Die Experimente wurden gemäß dem Ansatz „Center Composite Circumscribed“ (CCC) geplant und 360 Schweißversuche mit jeweils drei Wiederholungen durchgeführt. Die „relative Zugscherkraft“ wird dabei zur Bewertung der Prozessparameter als Zielgröße festgelegt und zum Vergleich in der maximalen Zugscherkraft in Relation zur Schweißnahtlänge (N/mm) angegeben. Für die Schweißversuche wurde eine MC90-Sonotrode mit rillenförmiger Strukturierung (RL-1-0,8-R0,3) eingesetzt. Abbildung 4-36 zeigt den statistisch ermittelten Einfluss der Sonotrodenwegamplitude, der Schweißkraft und der Sonotrodengeschwindigkeit auf die Zugscherfestigkeit. Durch die starke Abhängigkeit der Zugscherfestigkeit von den Prozessparametern lässt sich das kleine Prozessfenster deutlich erkennen, insbesondere für die Kombination aus Sonotrodengeschwindigkeit und Sonotrodenwegamplitude.

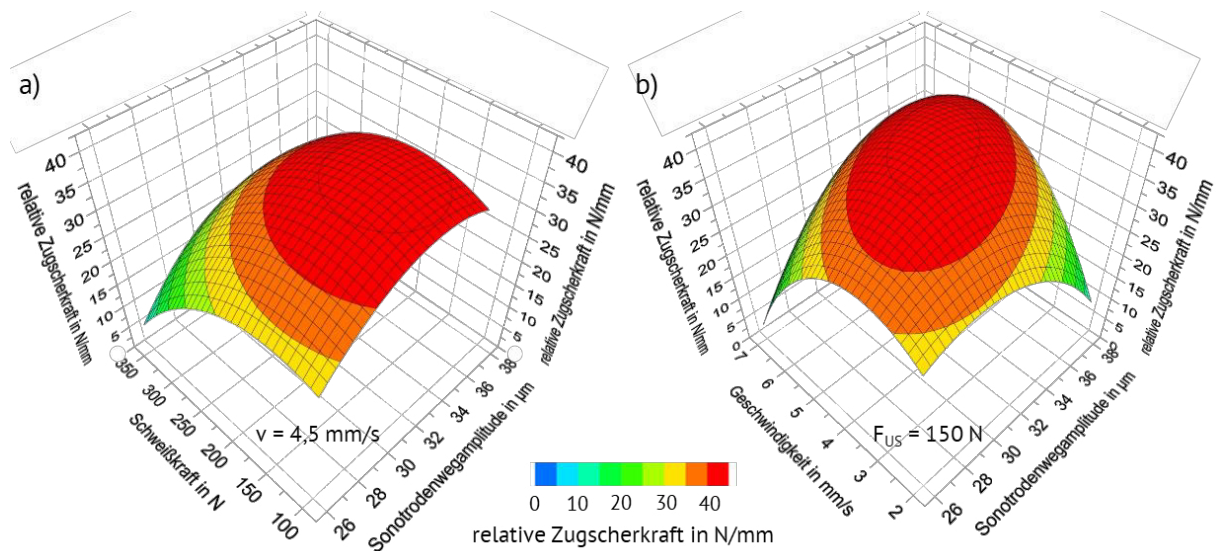


Abbildung 4-36: Oberflächenplot des statistisch ermittelten Einfluss der Sonotrodenwegamplitude, der Schweißkraft und der Sonotroden geschwindigkeit auf die Zugscherfestigkeit translatorisch geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK Verbunde a) Schweißkraft und Sonotrodenwegamplitude b) Geschwindigkeit und Sonotrodenwegamplitude, mit einer MC90 Sonotrode RL-1-0,8-R0,3

Der Einfluss bestimmter Parameterkombinationen ist im Konturplot (Abbildung 4-37) deutlicher zu erkennen. Die maximale Zugscherfestigkeit wird mit Hilfe multipler linearer Regression für eine Sonotrodenwegamplitude von 33 µm, eine Schweißkraft von 150 N und eine Sonotroden geschwindigkeit von 4,5 mm/s vorhergesagt, also der Kombination aus geringer Schweißkraft, einer mittleren Amplitude und mittlerer Geschwindigkeit. In drei Schweißversuchen wurde für eine Amplitude von 33 µm einer Schweißkraft von 150 N und einer Sonotroden geschwindigkeit von 4 mm/s ( $\cong 28^\circ/\text{s}$  beim orbitalen USS) eine maximale relative Zugscherkraft von 80 N/mm ( $\pm 10$  N/mm) erreicht und damit die Vorhersage von ca. 40 N/mm deutlich übertroffen.

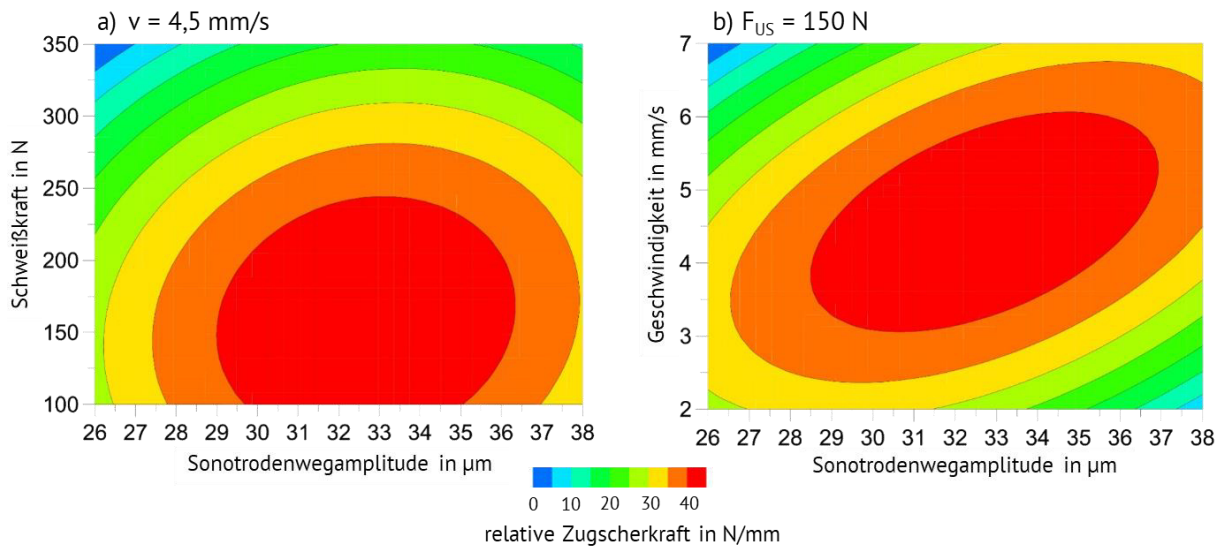


Abbildung 4-37: Konturplot des statistisch ermittelten Einflusses der Sonotrodenwegamplitude, der Schweißkraft und der Geschwindigkeit auf die Zugscherfestigkeit translatorisch geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK Verbunde a) Schweißkraft und Sonotrodenwegamplitude b) Geschwindigkeit und Sonotrodenwegamplitude, mit einer MC90 Sonotrode RL-1-0,8-R0,3

Eine hohe Schweißgeschwindigkeit bei kleiner Sonotrodenwegamplitude oder eine hohe Sonotrodenwegamplitude bei geringer Geschwindigkeit wirken sich besonders negativ auf die Verbundfestigkeit aus. Grund dafür ist der Energieeintrag in die Fügezone. Bei geringer Sonotrodenwegamplitude und hoher Geschwindigkeit ist die eingebrachte Energie zu gering. Dadurch kann die thermoplastische Matrix nicht aufschmelzen, C-Faser und Metall können sich nicht annähern, woraus eine geringe Verbundfestigkeit resultiert. Bei hoher Sonotrodenwegamplitude und geringer Geschwindigkeit ist die eingebrachte Energie zu hoch. Infolgedessen übersteigt die Temperatur in der Grenzschicht die Zersetzungstemperatur des PEEKs, woraus eine geringe Verbundfestigkeit resultiert.

Ultraschallgeschweißte Al/CFK-Verbindungen wurden bereits ausführlich untersucht [9, 23] und werden hier teilweise als Referenz vergleichend zu den Ti6Al4V/CF-PEEK Verbindungen betrachtet. Schweißversuche zum Erzeugen von AlMg3/CF-PEEK-Verbindungen wurden vor allem während der sukzessiven Entwicklung der Schweißanlagen durchgeführt. Dabei wurden auch zahlreiche Parametervariationen durchgeführt, die eine Abschätzung der Parameter in Bezug zur Zugscherfestigkeit von AlMg3/CF-PEEK-Verbunden erlauben, obwohl dabei keine statistische Versuchsplanung zum Einsatz kam. Die maximale relative Zugscherkraft von 60 N/mm ( $\pm 8$  N/mm) wurde mit einer WFN Sonotrode (RL-0,7-0,6-R0,3), mit einer Sonotrodenwegamplitude von 20  $\mu\text{m}$ , einer Schweißkraft von 120 N und einer Geschwindigkeit von

2,5 mm/s erreicht. Wie beim Verschweißen von Titan mit CFK muss durch die Kombination der Prozessparameter ein geeigneter Energiebetrag in die Fügezone transportiert werden.

Beim Vergleich der Prozessparameter von Ti6Al4V/CF-PEEK und AlMg3/CF-PEEK wird die Auswirkung werkstoffseitiger Einflussgrößen auf den Prozess deutlich. Besonders die Sonotrodenwegamplitude verdeutlicht den Unterschied. Sonotrodenwegamplituden unterhalb von 25  $\mu\text{m}$  sind beim Verschweißen von Titan mit CFK nicht ausreichend, um eine Verbindung zu erzeugen. Bei Aluminium dagegen können bereits bei Sonotrodenwegamplituden von 30  $\mu\text{m}$  Ermüdungsschäden des Werkstoffs auftreten, ohne dass die Prozesstemperatur die Zersetzungstemperatur des PEEKs überschreitet. Neben dem Aufschmelzen der CF-PEEK-Matrix ist die plastische Verformung des metallische Fügepartners essentiell, um einen beanspruchbaren Metall/Faser-Kontakt zu erzeugen, bei dem die Faser vom Metall umschlossen wird. Die Streckgrenze und die Härte von AlMg3 ist im Vergleich zu Ti6Al4V deutlich geringer. Daher kann AlMg3 an der Grenzfläche zwischen Metall und CFK leichter lokal plastisch verformt werden und die C-Fasern können während des Schweißprozesses in die Oberfläche des Aluminiums eindringen. Abbildung 4-38 zeigt translatorisch geschweißte Ti6Al4V- und AlMg3- Verbindungen mit CF-PEEK. Die unterschiedliche Geometrie der Schweißproben kommt durch die verschiedenen Stadien der Schweißanlagenentwicklung zustande.

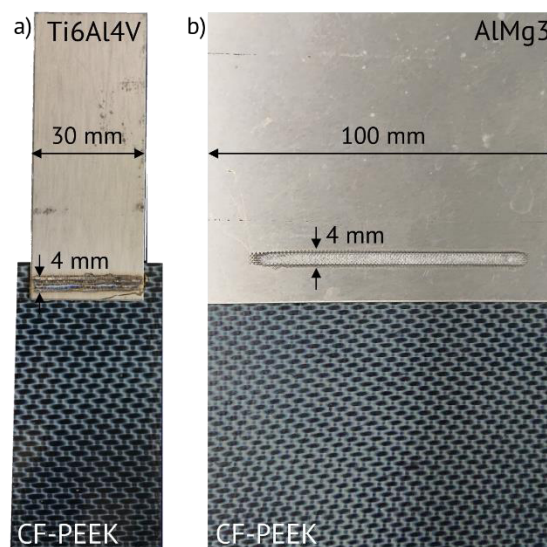


Abbildung 4-38: Translatorisch geschweißte Verbindungen: a) Ti6Al4V/CF-PEEK und b) AlMg3/CF-PEEK

#### 4.2.3.2 Orbitales Ultraschallschweißen - Prozessparameter

Die Prozessparameter für den orbitalen Ultraschallschweißprozess konnten aufgrund einer zu geringen Anzahl an Proben nicht anhand einer statistischen Versuchsplanung durchgeführt werden. Auf Basis der Ergebnisse der vorangegangenen Translationsschweißungen und der resultierenden Verbundfestigkeiten wurden daher Prozessfenster für den Orbitalschweißprozess abgeleitet. Die wesentlichen Unterschiede zwischen den translatorisch und den orbital geschweißten Verbindungen sind die Geometrie und die Einspannsituation der Fügepartner. Die rohrförmigen Fügepartner wirken geometriebedingt der Schweißkraft entgegen. Dadurch ist eine Annäherung der Fügepartner nur über die plastische Verformung des Titans möglich. Des Weiteren sind die Fügepartner durch keine Einspannvorrichtung fixiert, sondern stehen durch die Übermaßpassung in spaltfreiem Kontakt. Durch die Übermaßpassung setzt sich die spätere Verbundfestigkeit aus den Anteilen der Übermaßpassung und der Schweißverbindung zusammen. Der Anteil der Übermaßpassung wurde in jedem Zugscherversuch mit ermittelt. Ein schematischer Verlauf eines Kraft-Weg-Diagramms eines Zugscherversuchs einer orbital ultraschallgeschweißten Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindung ist in Abbildung 4-39 dargestellt. Die Kraft steigt linear bis zum Versagen der Schweißverbindung (A) an und fällt auf das Niveau der Übermaßpassung ab (B). Der Kraftanteil der Übermaßpassung bleibt dann nahezu konstant, bis er kurz vor der vollständigen Trennung (C) beider Fügepartner rapide auf null abfällt.

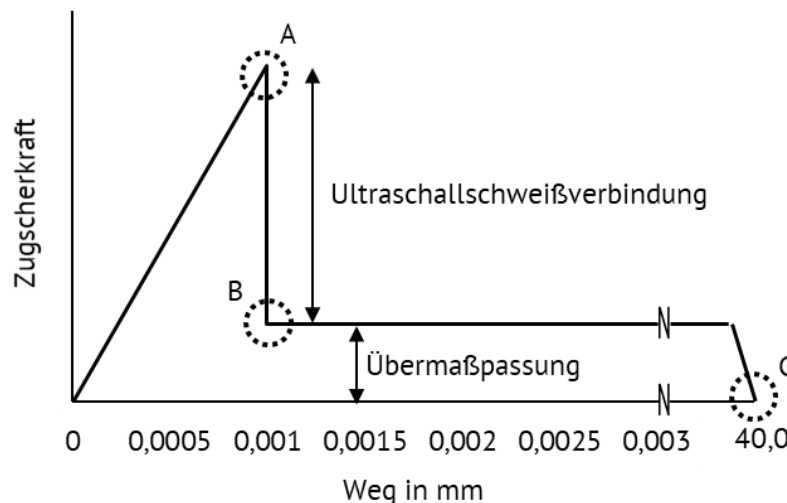


Abbildung 4-39: Kraft-Weg Diagramm einer orbital geschweißten Ti6Al4V/CF-PEEK Verbindung: A) dem Punkt des Versagens der hybriden Schweißverbindung an der Grenzfläche, B) dem Kraftniveau der Übermaßpassung und C) der vollständigen Trennung der Fügepartner

Die Erwärmung des Fittings oberhalb der Schmelztemperatur des PEEKs ermöglicht, dass durch die Übermaßpassung bereits vor dem Schweißprozess eine adhäsive Verbindung zwischen den Fügepartnern entsteht bevor durch den Ultraschallschweißprozess eine Verbindung auf mikrostruktureller Ebene erzeugt wird. Abbildung 4-40 zeigt die Oberflächen einer orbital geschweißten Ti6Al4V/CF-PEEK Verbindung mit zwei Schweißnähten (I und II) nach dem Zugscherversuch. Sowohl in a) auf der Innenseite des Fittings als auch in b) auf der Außenseite des Rohres sind die Schweißnähte I und II gut zu erkennen. Auf der Fitting Innenseite sind schwarze Rückstände des Rohres erkennbar. Die Oberfläche des Rohres ist im Bereich zwischen den Schweißnähten beschädigt und weist Ablösungen auf was darauf hindeutet, dass sich die adhäsiv verbundene oberste PEEK-Schicht beim Zugversuch von der Innenseite des Fittings löst. Die Schweißnähte erscheinen auf der Oberfläche des Rohres glatter als die umgebenden Bereiche. Hier wurde die oberste PEEK-Schicht bereits durch den Ultraschallschweißprozess verdrängt und eine Verbindung zwischen den Fügepartnern auf mikrostruktureller Ebene erzeugt.

Der Anteil der Übermaßpassung (Abbildung 4-39) wurde im Rahmen der Zugscherversuche der geschweißten Verbindungen bestimmt. Insgesamt sechs Verbunde wurden nach der Zugscherprüfung erneut übermaßgepasst und geprüft, um den Anteil der adhäsiven Verbindung zwischen der obersten PEEK-Schicht und der Innenseite des Fittings zu ermitteln. Dabei wurde die Differenz der Zugscherkräfte der ersten Übermaßpassung (1), vor dem Schweißprozess, die gemäß Abbildung 4-39 bestimmt wurde, mit der erneuten Übermaßpassung (2) im Zugscherversuch ermittelt. Zusätzlich wurde eine übermaßgepasste, ungeschweißte Probe als Referenzprobe überprüft. Auf makroskopischer Ebene zeigen weder die Innenseite des Fittings noch die Außenseite des Rohres geometrische Veränderungen durch den Schweißprozess (Abbildung 4-40). Dadurch sind die ermittelten Zugscherfestigkeiten der ersten und zweiten Übermaßpassung (1 und 2) miteinander vergleichbar.

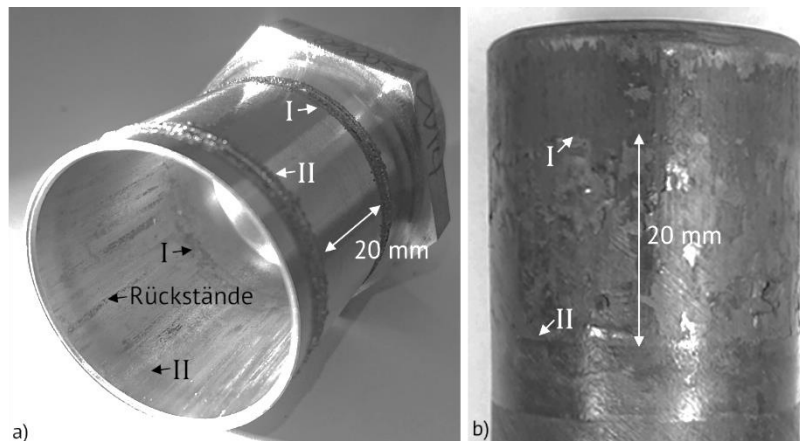


Abbildung 4-40: Oberflächen einer orbital geschweißten Ti6Al4V/CF-PEEK Verbindung mit zwei Schweißnähten (I und II) nach dem Zugscherversuch a) auf der Innenseite des MIM-Fittings und b) des CF-PEEK Rohres, die mit einer MC90 Sonotrode mit  $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$  und  $v = 28^\circ/\text{s}$  erzeugt wurden

Die ermittelten Zugscherkräfte zum Vergleich der Übermaßpassungen 1 und 2 sind in Abbildung 4-41 zusammengefasst. Die Differenz zwischen Übermaßpassung 1 und 2 ist gering und beträgt in Durchschnitt ca. 250 N. Der adhäsive Anteil, der durch aufgeschmolzenes PEEK während der Übermaßpassung zustande kommt, ist also vernachlässigbar klein.

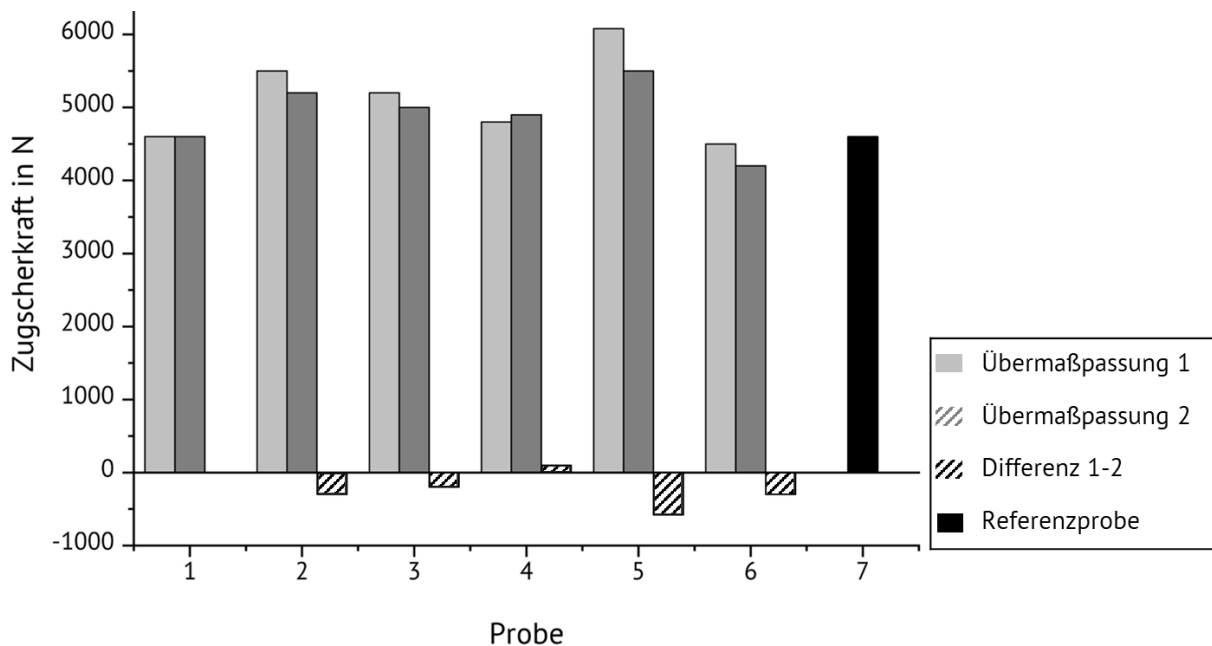


Abbildung 4-41: Bestimmung des Anteils der Übermaßpassung der geschweißten Verbindung (1) und der erneuten Übermaßpassung (2) im Vergleich zur reinen Übermaßpassung (schwarz)



Zur Ermittlung der Prozessparameter wurden die Sonotrodenwegamplitude, die Schweißkraft und die Geschwindigkeit variiert. Alle Versuche wurden mit einer MC90-Sonotrode mit rillenförmiger Strukturierung (RL-1-0,8-R0,3) unter Argon-Atmosphäre durchgeführt. Aufgrund der geringen Probenanzahl konnten nicht für jede Parameterkombination mehrere Schweißungen durchgeführt werden. Vorversuche zeigten eine Reproduzierbarkeit der Schweißanlage von über 95%. Abbildung 4-42 zeigt den Einfluss der Prozessparameter auf die maximale Zugscherkraft orbital geschweißter Ti6Al4V-Fitting/CF-PEEK-Rohr Verbindungen.

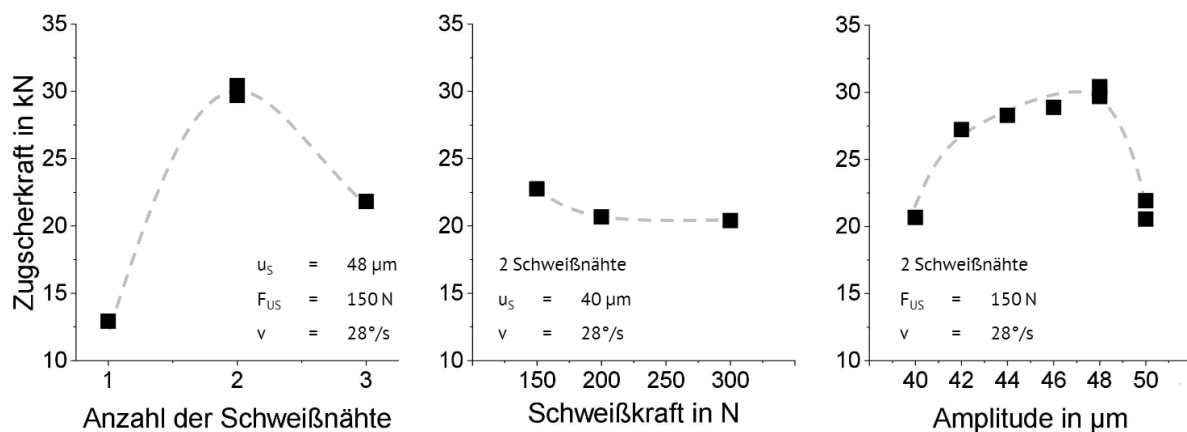


Abbildung 4-42: Einfluss der Prozessparameter auf die maximale Zugscherkraft orbital geschweißter Ti6Al4V-Fitting/CF-PEEK-Rohr Verbindungen, geschweißt mit einer MC90 Sonotrode RL-1-0,8-R0,3

Die höchste Zugscherkraft wird mit einer Sonotrodenwegamplitude von  $48 \mu\text{m}$ , einer Schweißkraft von  $150 \text{ N}$ , einer Geschwindigkeit von  $28^\circ/\text{s}$  ( $\sim 4 \text{ mm/s}$ ) und der Verbindung über zwei Schweißnähte erreicht. Mit dieser Parameterkombination wurden insgesamt drei Proben erzeugt, die bei einer Zugscherkraft von  $30 \text{ kN} \pm 0,5$  versagten. Die Reproduzierbarkeit liegt hier also bei über 98%. Die günstigste Position und Anzahl der Schweißnähte wurde vor den Schweißuntersuchungen anhand von FE-Modellen rechnerisch bestimmt (siehe Kapitel 3.3.5 und 4.4). Ein orbital ultraschallgeschweißter Verbund aus einem Ti6Al4V Fitting und einem CF-PEEK Rohr mit der höchsten Beanspruchbarkeit von  $30,5 \text{ kN}$  maximaler Zugscherkraft ist in Abbildung 4-43 abgebildet.

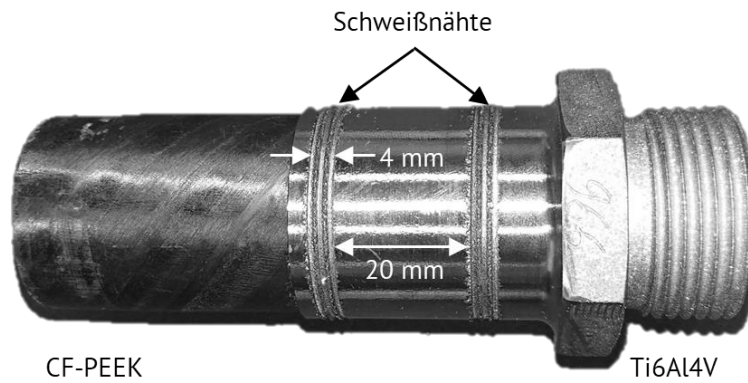


Abbildung 4-43: Orbital ultraschallgeschweißte Ti6Al4V/CF-PEEK Verbindung mit zwei Schweißnähten, die mit  $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$  und  $v = 28^\circ/\text{s}$  mit der MC90 RL-1-0,8-R0,3 erzeugt wurden

Die Schweißkraft und die Geschwindigkeit stimmen mit den Parameterwerten überein, die beim translatorischen Ultraschallschweißen ermittelt wurden. Die Sonotrodenwegamplitude ist beim Orbitalschweißen allerdings deutlich höher. Bei Sonotrodenwegamplituden von  $42 \mu\text{m}$  bis  $48 \mu\text{m}$  steigt die erreichte Zugscherkraft linear an. Ober- und unterhalb dieses Bereiches sinkt die Festigkeit stufenartig ab. Ein kleines Prozessfenster sowie starke Gradienten der Festigkeit als Funktion der Prozessparameter wurden schon beim translatorischen Ultraschallschweißen beobachtet. Allerdings unterscheiden sich der Bereich geeigneter Sonotrodenwegamplituden von  $29\text{-}36 \mu\text{m}$  beim translatorischen USS (Abbildung 4-37) zu  $42\text{-}48 \mu\text{m}$  beim orbitalen USS deutlich. Abbildung 4-44 zeigt die relativen Zugscherfestigkeiten translatorisch und orbital geschweißter Verbunde im Vergleich in Abhängigkeit von der Schweißkraft und der Sonotrodenwegamplitude.

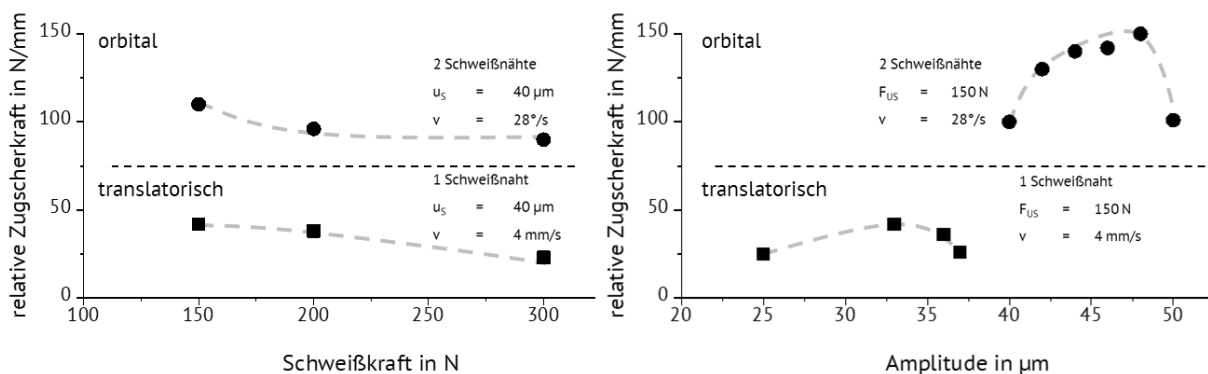


Abbildung 4-44: Relative Zugscherfestigkeiten translatorisch und orbital geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK Verbunde in Abhängigkeit der Prozessparameter, geschweißt mit einer MC90 Sonotrode RL-1-0,8-R0,3

Bezogen auf die Schweißnahtlänge entsprechen 30,5 kN Zugscherkraft eines orbital geschweißten Verbundes mit zwei Schweißnähten einer relativen Zugscherkraft von 143 N/mm, die somit um 63% höher liegt als die maximal erreichte Festigkeit eines translatorisch geschweißten Verbundes (80 N/mm). Die Unterschiede der Verbunde liegen neben der Geometrie und der Anzahl der Schweißnähte zum einen im Aufbau und Faservolumengehalt des CFKs (vergleiche Kapitel 3.1) als auch im Gefüge der Titanlegierung. Der Faservolumengehalt des Rohres ist um 7% höher als der des Organobleches. Dadurch muss weniger Matrix verdrängt werden, damit Metall und C-Fasern in Kontakt treten können. Das grobe lamellare Gefüge des Fittings führt allerdings zu einer geringeren Duktilität im Gegensatz zum feinen globularen Gefüge des Bleches [128]. Das deutet darauf hin, dass die plastische Verformbarkeit des Fittings, die vor allem bei den rohrförmigen Fügepartnern eine Voraussetzung für die Annäherung der Fügepartner in der Fügezone darstellt, geringer sein kann. Ein wesentlicher Unterschied besteht in der Kontaktbedingung der Fügepartner durch die pneumatisch eingespannten Fügepartner für das translatorische USS und die übermaßgepasste Fitting/Rohr-Verbindung für den Orbitalschweißprozess. Es ist möglich, dass die Kontaktbedingung durch die Übermaßpassung enger und dadurch günstiger ist, um eine feste Verbindung erzeugen zu können und Wärme abzuleiten, die mit der Sonotrodenwegamplitude zunimmt und die Matrix schädigen kann. Die Anzahl und Positionen der Schweißnähte haben ebenfalls einen Einfluss auf die Verbundfestigkeit. Translatorisch geschweißte Verbunde wurden mit einer und orbital geschweißte Verbunde mit zwei Schweißnähten gefügt. Letzteres wirkt sich im Vergleich positiv auf die Verbundfestigkeit aus und führt zu einer Reduktion mechanischer Spannungen um ca. 15% (siehe Kapitel 4.4).

Für Innendrucktests wurden Funktionsträger mit beidseitig verschweißten Fittings auf einem CF-PEEK-Rohr hergestellt. Die Verbindung wurde mit einer MC90-Sonotrode (PY-1-0,6-KL0,5) mit einer Sonotrodenwegamplitude von 48  $\mu\text{m}$ , einer Schweißkraft von 150 N und einer Sonotrodengeschwindigkeit von 28°/s erzeugt. Zusätzlich zur Ultraschallschweißverbindung wurde ein Dichtkonzept eingebracht, das von Parker Hannifin ausgelegt wurde. Der Funktionsträger und das Dichtkonzept im Bereich des Fittings sind in Abbildung 4-45 abgebildet. Das CF-PEEK Rohr ist über eine Fase exakt an den Innendurchmesser des Fittings angepasst. Mit Hilfe eines O-Rings (25 x 2 mm) wird nach dem Prinzip der Stangendichtung [184] verhindert, dass Hydraulikflüssigkeit zwischen die Fügepartner kriecht und die Verbindung zusätzlich beansprucht oder beschädigt. Das Fitting ist dafür mit einer Nut versehen, in der ein temperaturbeständiger Perfluorkautschuk-(FFKM)-Dichtring [185] eingebracht ist, der über den überstehenden PEEK-Liner radial eingepresst wird [184].

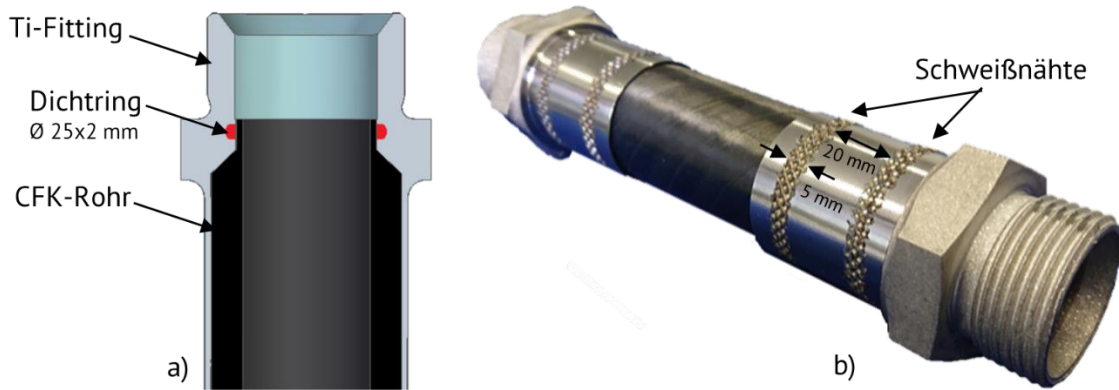


Abbildung 4-45: Funktionsträger mit a) Dichtkonzept (Parker Hannifin) b) in der Übersicht mit beidseitigen Ti6Al4V-Fittings ultraschallgeschweißt mit  $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$  und  $v = 28^\circ/\text{s}$  mit einer MC90 Sonotrode PY-1,7-0,6-KL0,5

Der Funktionsträger wurde im Druckprüfstand bei Parker Hannifin mit einem statischen Innendruck bis zu 960 bar (Medium: Wasser) beansprucht und blieb intakt. Abbildung 4-46 zeigt den Prüfverlauf der Druckprüfung und den Funktionskörper im Druckprüfstand. Ein Innendruck von 960 bar entspricht nach der Kesselformel [158] (Gleichung 4.3) einer Axialkraft von 81,71 kN in Bezug zur Kreisfläche des Rohrendurchmessers.

$$\sigma_a = \frac{p \cdot d_m}{4 \cdot s} \quad (4.1)$$

Die maximale experimentell ermittelte Zugscherkraft von Verbunden, die mit einer Sonotrode mit rillenförmiger SKF (RL-1-0,8-R0,3) geschweißt wurden, beträgt 30,5 kN. Eine pyramidale Struktur (PY-3-0,8-KL1), mit der die Funktionsträger für den Innendrucktest gefügt wurden, erhöht die Verbundfestigkeit um 60% gegenüber einer rillenförmigen SKF (siehe Abbildung 4-24). Hochgerechnet kann also mit einer pyramidalen Strukturierung eine maximale Zugscherkraft von 49 kN erreicht werden, was trotzdem nur ca. 60% der Axialkraft von 81,71 kN bei 960 bar im Innendruckversuch entspricht.

Der größte Unterschied beider Beanspruchungsarten ist das Verformungsverhalten (siehe Abbildung 4-58). Bei Innendruck wird das CF-PEEK Rohr gegen den Schaft des Fittings gepresst. Dadurch werden die Dichtwirkung und der Reibungswiderstand zwischen Fitting und Rohr erhöht. Zudem ist die Spannung, die unter Druckbeanspruchung an der Schweißnaht anliegt, ca. 25% geringer und gleichmäßiger verteilt (siehe Kapitel 4.4). Auf Grund der günstigeren Bedingungen können die Proben unter Innendruckbeanspruchung höheren Kräften standhalten.

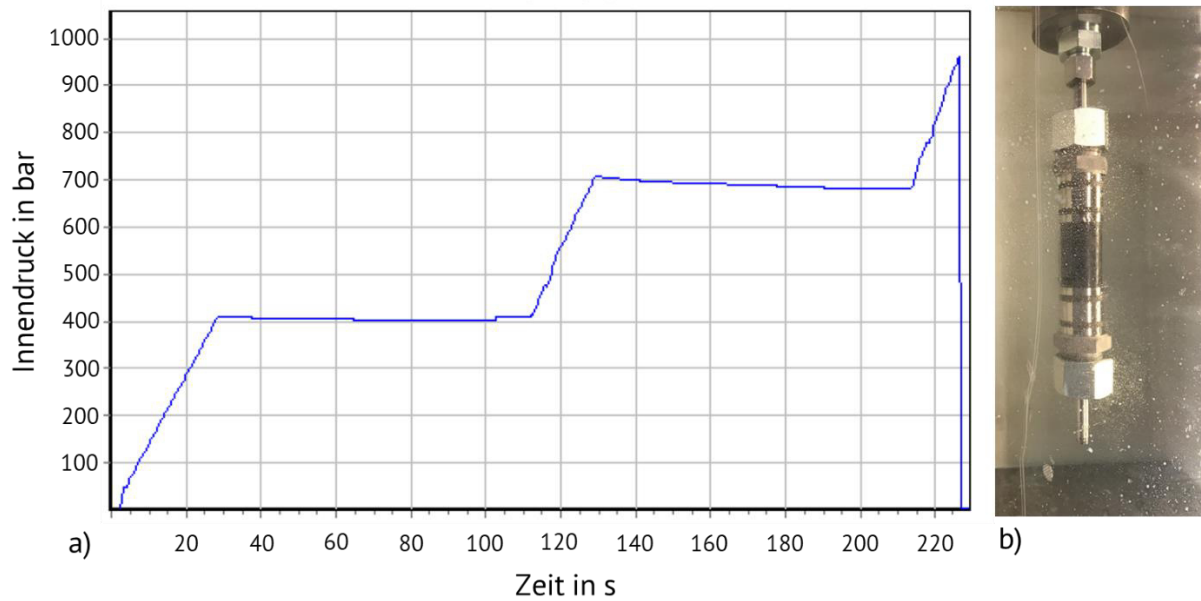


Abbildung 4-46: a) Druckverlauf des Funktionsträgers und b) Funktionsträger mit beidseitig ultraschallgeschweißten Fittings im Druckprüfstand, mit freundlicher Genehmigung der Parker Hannifin GmbH, geschweißt mit einer MC90 Sonotrode PY-1,7-0,6-KL0,5 mit  $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$  und  $v = 28^\circ/\text{s}$

### 4.3 Charakterisierung der gefügten hybriden Verbindungen

Die mikroskopische Untersuchung ultraschallgeschweißter Verbunde ermöglicht es, einen Zusammenhang zwischen der Verbundfestigkeit und der Mikrostruktur herzustellen und mit bestehenden Untersuchungen abzugleichen. Vorangegangene Untersuchungen zu torsional und punktgeschweißten ebenen AlMg3/CF-PEEK-Verbindungen wurden in Kapitel 2.2 beschrieben. In diesem Abschnitt wird der Zusammenhang zwischen Prozessparametern, Verbundfestigkeiten und der resultierenden Mikrostruktur translatorisch und orbital geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindungen behandelt.

#### 4.3.1 Translatorisch geschweißte Hybridverbindungen

Das kontinuierliche Ultraschallschweißen unterscheidet sich durch seine erweiterte Kinematik in Form der Sonotrodenbewegung vom US-Torsions- oder -Punktschweißen. Die Betrachtung der Bruchfläche einer Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindung mit Blick auf das CF-PEEK in Abbildung 4-47 liefert wichtige Erkenntnisse zur Erklärung des Prozessablaufs.

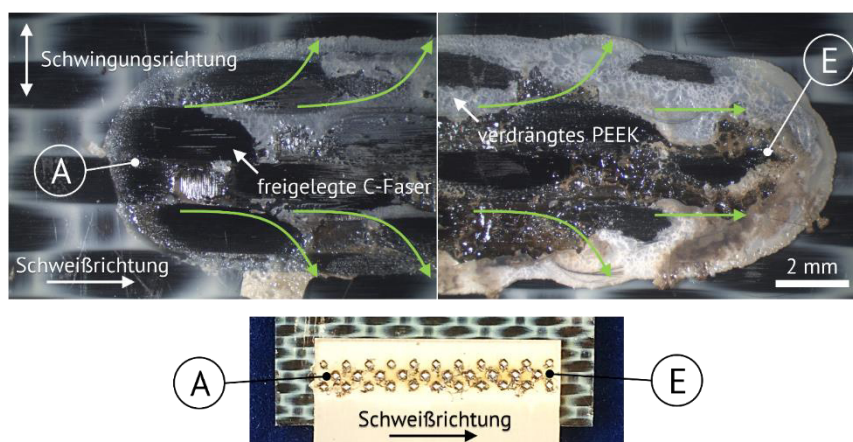


Abbildung 4-47: Anfangs und Endbereich der Bruchfläche eines translatorisch geschweißten Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbundes mit Blick auf das CF-PEEK mit  $u_s = 25 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 200 \text{ N}$  und  $v = 2,5 \text{ mm/s}$  mit der MC90-Sonotrode RL-1-0,8-R0,3

Ab dem Startpunkt der Schweißung (A) werden Schwingungen mit überlagerter Schweißkraft in die Fügezone eingebracht. Die Temperatur in der Grenzfläche steigt dadurch über die Schmelztemperatur des PEEKs. Das aufgeschmolzene PEEK wird beidseitig aus der Fügezone verdrängt und fließt entlang der grünen Pfeile. Am Startpunkt der Schweißung befindet sich

wenig aufgeschmolzenes PEEK, entlang der Schweißnaht dagegen steigt der Anteil des verdrängten PEEKs in der Randzone des Fügebereichs. Am Ende der Schweißnaht ist der Flächenanteil des PEEKs im Randbereich am höchsten, was darauf hindeutet, dass ein Teil des PEEKs bis zum Schweißnahtende gedrängt wird und nach Beendigung des Schweißprozesses dort erstarrt. Abbildung 4-48 zeigt eine thermographische Aufnahme der Sonotrode und des oberen Fügepartners, die mittels Thermokamera während des Schweißprozesses aufgenommen wurde. Die genauen Prozesstemperaturen konnten so nicht bestimmt werden, da die Kamera nicht in den Fügebereich gerichtet werden kann, der von der Sonotrode verdeckt wird. Qualitativ lässt sich die Temperatur anhand der Daten, die nahe des Fügebereichs erfasst wurden, dennoch bewerten. Die Absolutwerte der Temperatur werden durch die Prozessparameter beeinflusst. Die Temperaturverteilung ist aber bei Parameterkombinationen in der hier untersuchten Größenordnung weitestgehend unabhängig von den Prozessparametern und daher charakteristisch für den Schweißprozess von Ti6Al4V mit CF-PEEK. Die thermographische Aufnahme zeigt die höchsten Temperaturen unmittelbar am Sonotrodenkontakt sowie im Temperaturhof einige Millimeter davor. Die maximal erfassbare Temperatur ist in diesem Fall durch die Thermokamera auf 250°C begrenzt. Hinter dem Sonotrodenkontakt ist die Temperatur immer noch erhöht und sinkt innerhalb von 15 Sekunden bzw. 45 mm auf Raumtemperatur ab.

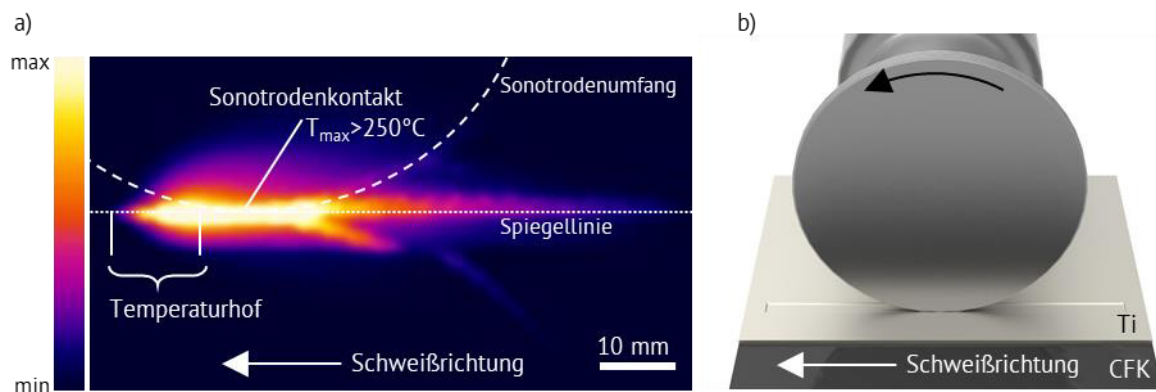


Abbildung 4-48: a) Thermographische Aufnahme der Sonotrode und der Oberfläche des oberen Fügepartners (Ti6Al4V) während des Schweißprozesses bei  $u_S = 27 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 120 \text{ N}$ ,  $v = 3 \text{ mm/s}$ , ungekühlt, ohne Schutzgas mit der WFN-Sonotrode RL-0,8-0,2-R0,2 und b) der schematischen Darstellung der Sonotrodenposition auf dem oberen Fügepartner

Anhand dieser Erkenntnisse, die über die Bruchfläche in Kombination mit dem Temperaturverlauf gewonnen werden konnten, kann der folgende Prozessablauf abgeleitet werden:

1. Start der Sonotrodenschwingung, die von der Schweißkraft überlagert wird
2. Temperaturanstieg bis oberhalb  $T_s$  des PEEKs
3. Verdrängung der aufgeschmolzenen Matrix
4. Vorheizen und Anschmelzen der Matrix durch den Temperaturhof vor der Sonotrode
5. Verdrängen der Matrix durch die nahende Sonotrode bzw. durch die Schweißkraft
6. Annäherung der obersten Faserlage an das Metall im Bereich des Sonotrodenkontaktes
7. Erstarren der Matrix hinter der Sonotrode

Translatorisch ultraschallgeschweißte Verbunde zeigen geringere Verbundfestigkeiten als orbital geschweißte Verbindungen, was durch ungünstigere Kontaktbedingungen zu erklären ist. Die maximale relative Zugscherkraft von 80 N/mm ( $\pm 10$  N/mm) wird bei einer Sonotrodenwegamplitude von 33  $\mu\text{m}$ , einer Schweißkraft von 150 N und einer Sonotroden geschwindigkeit von 4 mm/s ( $\cong 28^\circ/\text{s}$  beim orbitalen USS) erreicht. Eine erfolgreiche Ultraschallschweißverbindung zeichnet sich durch den Kontakt der C-Faser zum Metall und intakte Fügepartner aus (siehe Kapitel 2.2). Abbildung 4-49 zeigt die Mikrostruktur translatorisch geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde, die mit einer Schweißkraft von 150 N, einer Sonotroden geschwindigkeit von 4 mm/s und einer Sonotrodenwegamplitude von a) 33  $\mu\text{m}$  und b) 35  $\mu\text{m}$  erzeugt wurden, und die zugehörigen Abdrücke der Sonotrode, auf denen die Prozesstemperaturen angegeben sind, die anhand der Anlauffarben abgeschätzt wurden.



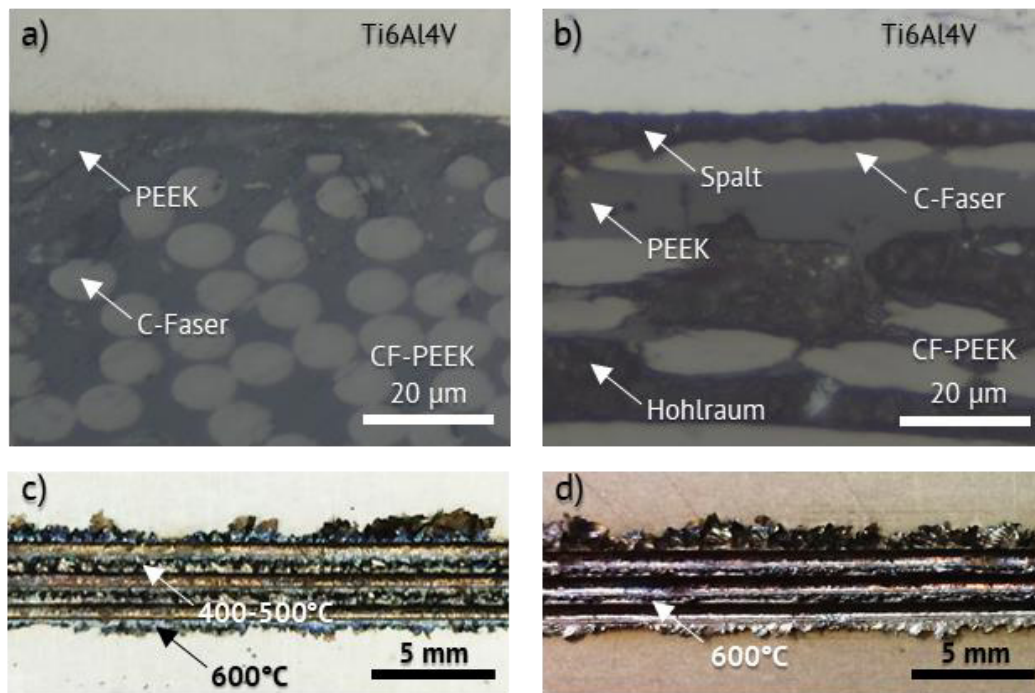


Abbildung 4-49: Mikrostruktur charakteristischer Bereiche der Fügezone translatorisch geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunden die mit Sonotrodenwegamplituden von a) 33  $\mu\text{m}$  und b) 35  $\mu\text{m}$  erzeugt wurden mit  $F_{\text{US}} = 150 \text{ N}$ ,  $v = 4 \text{ mm/s}$  und der MC90-Sonotrode RL-1-0,8-R0,3 mit den zugehörigen Schweißnähten c) und d) zum Vergleich der Prozesstemperaturen.

Verbindung a) zeigt eine ca. 5  $\mu\text{m}$  dicke PEEK-Schicht zwischen den C-Fasern und dem Titan, die sich während des Schweißprozesses nicht ausreichend annähern konnten. Dadurch basiert der Verbund auf einer rein adhäsiven Verbindung. Die Entwicklung der Prozessparameter zeigt eindeutig die maximale Verbundfestigkeit für diese Parameterkombination (siehe Kapitel 4.2.3). Dennoch ist der Energieeintrag über die Kombination aus Schweißkraft, Sonotroden geschwindigkeit und Sonotrodenwegamplitude nicht ausreichend, um einen Faser/Metall-Kontakt zu erzeugen. Die Oberfläche des Titans im Fügebereich (a,b) zeigt keine plastische Verformung. Die lokale plastische Verformung des oberen Fügepartners im Grenzbereich hängt von der Sonotrodenwegamplitude ab. Abbildung 4-49 b) zeigt eine Verbindung, die mit einer Sonotrodenwegamplitude von 35  $\mu\text{m}$  erzeugt wurde. Die Oberfläche des Titans erscheint im Fügebereich im Vergleich zu Verbindung a) geringfügig rauer. Die plastische Verformung des Titans ist folglich höher. Die höhere Amplitude bewirkt höhere Prozesstemperaturen, die eine plastische Verformung begünstigen [137]. Allerdings sind die Fasern und die metallische Oberfläche durch einen Spalt getrennt. Zudem befinden sich Hohlräume im Bereich des CF-PEEKs,

die auf eine Überschreitung der Zersetzungstemperatur des PEEKs hindeuten. Anhand der Anlauffarben des Titans im Bereich des Sonotrodenabdruckes (c,d) lassen sich die Prozesstemperaturen auf der Oberfläche abschätzen. Der Argonstrom (300 l/min) reduziert zwar den Sauerstoffgehalt an der Oberfläche des Titans, der zur Oxidation und dadurch für die Farbgebung erforderlich ist. Nichtsdestotrotz sind durch den Restsauerstoff auf der Oberfläche bei translatorisch geschweißten Verbindungen Verfärbungen sichtbar, die zur Bestimmung der die Prozesstemperaturen geeignet sind [186]. Schweißnaht c) zeigt eine bläuliche Verfärbung (600°C) am äußersten Rand und einen bronzefarbenen Bereich im Zentrum der Schweißnaht (400-500°C). Schweißnaht d) zeigt eine durchgehend bläuliche Verfärbung (600°C). Die Zersetzung des PEEKs in der Fügezone deutet auf eine lokale Temperatur von mindestens 545°C hin [150]. Die Temperaturentwicklung hängt dabei von der Amplitude ab und beeinflusst die plastische Verformbarkeit des metallischen Fügepartners während des Prozesses. Die überlagerte Schweißkraft ermöglicht die Annäherung von C-Faser und Metall, und über die Sonotroden geschwindigkeit wird die Rate der Energiezufuhr in die Fügezone bestimmt, die zum einen ein Aufschmelzen der Matrix ermöglicht und zum anderen verhindert, dass kritische Temperaturen überschritten werden. Zusammenfassend zeigen die mikroskopischen Untersuchungen der Fügezone einen adhäsiven Kontakt. Folglich konnte durch die ermittelten Schweißparameter in Kombination mit der entwickelten Sonotrode und der Fixierung der Fügepartner kein direkter Faser/Metall-Kontakt nachgewiesen werden.

#### **4.3.2 Orbital ultraschallgeschweißte Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde**

Grundvoraussetzung für den orbitalen Ultraschallschweißprozess ist ein spaltfreier durchgehender Kontakt entlang der Grenzfläche des Ti6Al4V-Fittings zum CF-PEEK-Rohr, der durch die Übermaßpassung erzeugt wird. Die Fittings werden nach dem Sintern spanend auf das Endmaß abgedreht und sind dadurch nahezu rund ( $\pm 0,03$  mm). Das CF-PEEK Rohr dagegen weist prozessbedingt eine Ovalität von  $\pm 0,2$  mm und längs der Rohrachse durch den Übergang zwischen den Tapelagen Durchmesserunterschiede von  $\pm 0,05$  mm auf. Um Spalte zwischen den Fügepartnern auszuschließen, wurde der Verbund nach der Übermaßpassung sowie nach dem Schweißprozess mittels CT-Scan auf Spalte überprüft. Abbildung 4-50 zeigt die Ergebnisse des CT-Scans der gleichen Probe vor und nach dem Schweißprozess, bei denen keine Spalte zu erkennen ist. Trotz der geringen Unterschiede der Massendichte ist der PEEK-Liner über den Kontrast von den Tapelagen zu unterscheiden. Wenige Poren mit Durchmessern von 20  $\mu\text{m}$  bis 200  $\mu\text{m}$  sind im Lagenaufbau des CF-PEEKs im mittleren Bereich der Rohrwand erkennbar,

die keinen Einfluss auf den Schweißprozess haben. Die Schweißnähte sind durch die plastisch verformte Oberfläche des SKF-Abdrucks erkennbar.

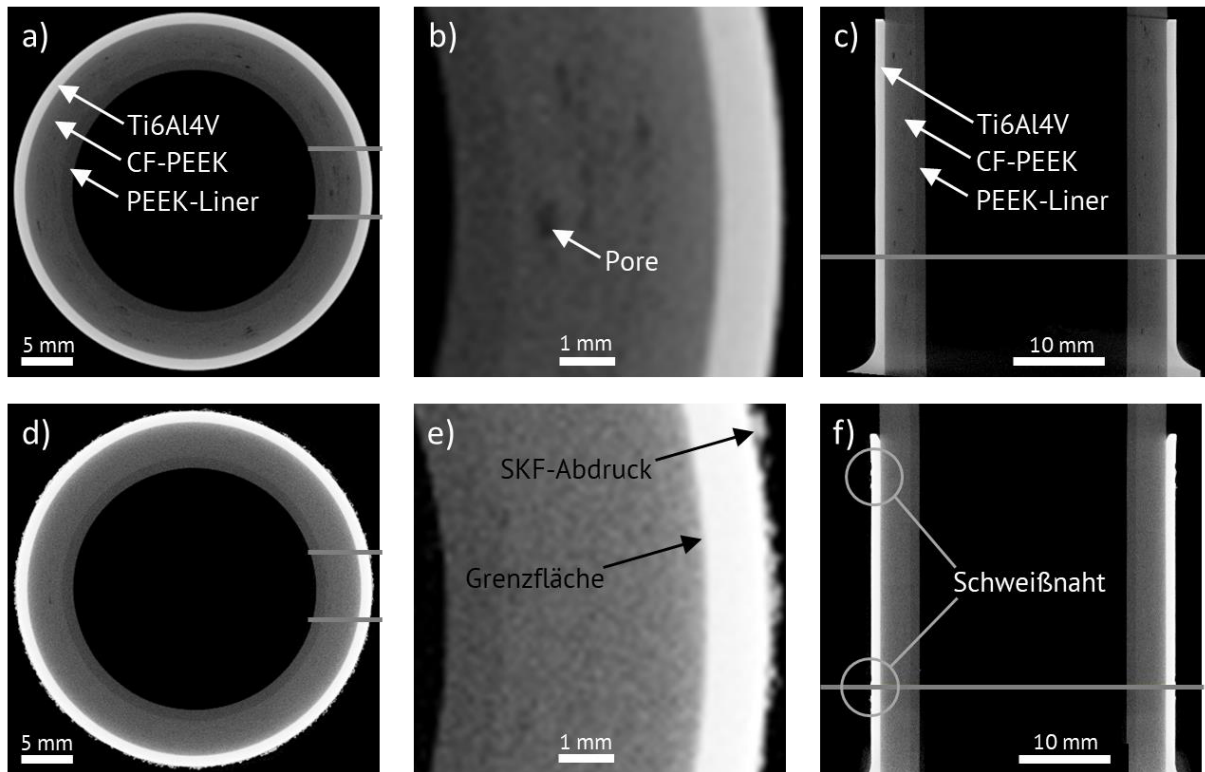


Abbildung 4-50: CT-Scan einer a-c) übermaßgepassten und einer d-f) geschweißten Fitting/Rohr-Verbindung mit  $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$ ,  $v = 28^\circ/\text{s}$  und der MC90-Sonotrode RL-1-0,8-R0,3

Im Zusammenhang mit der Verbundfestigkeit können anhand der Mikrostruktur der Grenzflächen zwischen den Fügepartnern die Prozessparameter bewertet und weitere Erkenntnisse über den Verbindungsmechanismus gewonnen werden. Eine Annäherung des gesamten oberen Fügepartners ist bei rohrförmigen Verbunden auf Grund der Geometrie nicht möglich (siehe Abbildung 3-1). Die Annäherung von Faser und Metall kann dabei nur über die plastische Verformung des oberen Fügepartners erfolgen. Abbildung 4-51 zeigt die Grenzflächen orbital geschweißter Verbindungen, die mit Sonotrodenwegamplituden von  $40 \mu\text{m}$ ,  $48 \mu\text{m}$  und  $50 \mu\text{m}$  verschweißt wurden. Verbindung a) weist eine PEEK-Schicht zwischen der obersten Faserlage und der Oberfläche des Titans auf, das kaum plastische Verformung zeigt. Daraus kann geschlossen werden, dass eine Amplitude von  $40 \mu\text{m}$  nicht ausreicht, um das Fitting plastisch zu verformen und eine Annäherung der Fügepartner oder einen Kontakt zu erzeugen. Vergleichbare Verbindungen zu a) erreichten eine maximale Zugscherkraft ( $F_{TS}$ ) von 23 kN. Eine deutliche plastische Verformung der Oberfläche sowie der Kontakt zwischen C-Faser und Titan

zeigt Verbindung b) mit der höchsten Zugscherkraft von 30 kN. Zudem sind im Kontaktbereich einzelne geschädigte Fasern erkennbar. Bei Verbindung c) mit einer maximalen Zugscherkraft von 20 kN ist ein Spalt zwischen den Fügepartnern erkennbar. Zwar befinden sich auch C-Fasern in unmittelbarer Umgebung zur Oberfläche des Titans. Sie sind jedoch von Hohlräumen umgeben, die eine Temperaturentwicklung oberhalb der Zersetzungstemperatur des PEEKs indizieren. In einem Bereich bis zu 80 µm unterhalb der Oberfläche des Titans ist nahezu keine Matrix erkennbar und die Verbundfestigkeit ist infolge dessen erwartungsgemäß gering.

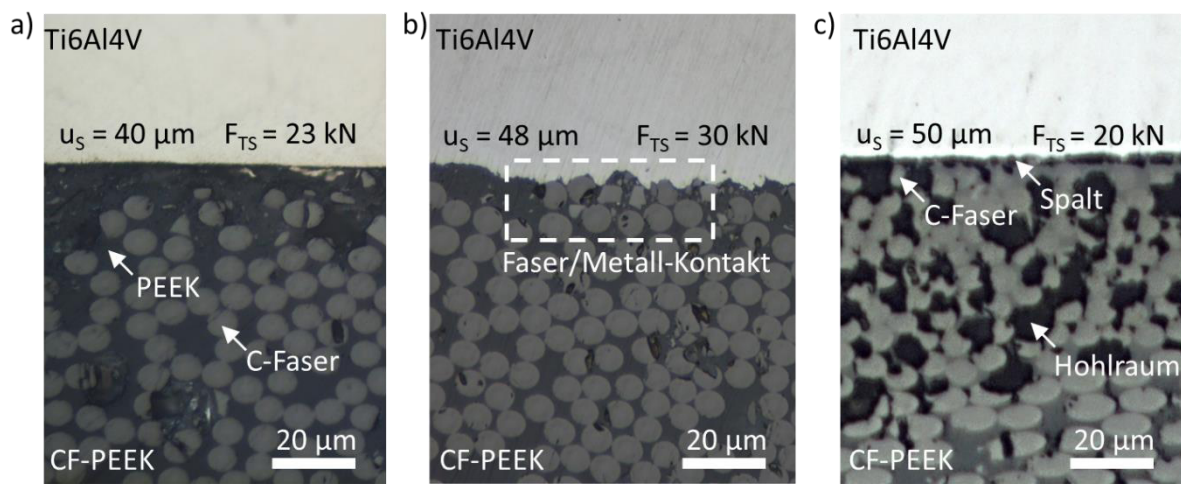


Abbildung 4-51: Mikrostruktur im Bereich der Fügezone orbital geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde in Abhängigkeit der Sonotrodenwegamplitude,  $F_S = 150 \text{ N}$ ,  $v = 28^\circ/\text{s}$  ( $\cong 4 \text{ mm/s}$  beim translatorischen USS), mit der MC90-Sonotrode PY-2-0,6-KL1

Eine Beschädigung der C-Fasern durch den Fügeprozess beeinträchtigt die Leistungsfähigkeit der Verbindung, da durch die Beschädigung weniger Last übertragen werden kann und die Gesamtfestigkeit verringert wird.

Die Sonotrodenkoppelfläche beeinflusst nicht nur das Verschleißverhalten der Sonotroden, sondern auch die Einbringung der Energie in die Fügezone und die resultierenden Spannungen im oberen Fügepartner, die während des Schweißprozesses auftreten. Abbildung 4-52 zeigt die Fügezone orbital geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindungen, die mit unterschiedlichen Sonotroden, aber mit gleichen Prozessparametern erzeugt wurden. Verbindung a) weist im Fügebereich eine deutliche Beschädigung der Fasern auf. Die rillenförmige Strukturierung der Sonotrode verursacht beim Eindringen in den oberen Fügepartner hohe Spannungen, wie die Ergebnisse des FE-Modells zur SKF in Abschnitt 3.3.3 zeigen. Dadurch wird der obere Füge-

partner großflächig verformt, wodurch die spröden C-Fasern beschädigt werden können. Verbindung b) zeigt dagegen trotz stärker plastisch verformter Oberfläche in der Fügezone eine geringe Beschädigung der C-Fasern. Die 45° geneigte pyramidale Struktur erlaubt die gezielte Einbringung der Schweißenergie und der plastischen Verformung in der Fügezone bei geringerer Beanspruchung der Sonotrode und des oberen Fügepartners.

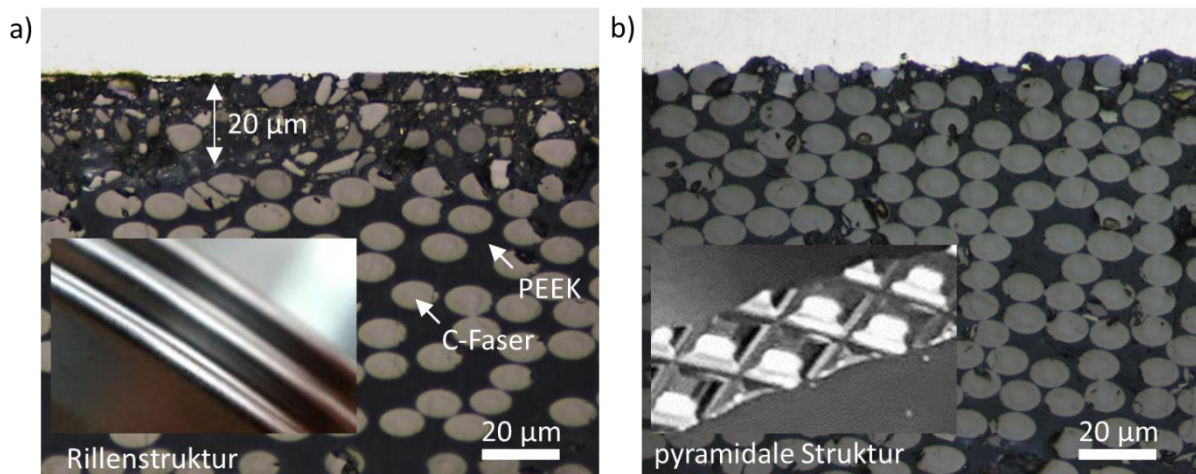


Abbildung 4-52: Mikrostruktur im Bereich der Fügezone von Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunden in Abhängigkeit der Struktur der Sonotrodenkoppelfläche a) MC90-Sonotrode RL-1-0,8-R0,3 und b) MC90-Sonotrode PY-2-0,6-KL1 mit  $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_s = 150 \text{ N}$ ,  $v = 28^\circ/\text{s}$  ( $\cong 4 \text{ mm/s}$  beim translatorischen USS), mit der MC90-Sonotrode PY-2-0,6-KL1

Neben Untersuchungen von Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunden wurden auch AlMgSi0,5/CF-PEEK-Verbunde orbital ultraschallgeschweißt. Wie die Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindungen werden die rohrförmigen Fügepartner vor dem Schweißprozess übermaßgepasst. Aluminium weist im Vergleich zu Titan eine geringere Festigkeit sowie Härte auf. Die Annäherung der Fügepartner über die plastische Verformung des Aluminiums sollte daher weniger herausfordernd sein als bei Titan. Der Fügebereich eines orbital ultraschallgeschweißten AlMgSi0,5/CF-PEEK Verbundes ist in Abbildung 4-53 abgebildet. Die Übersicht a) zeigt einen großflächigen Kontaktbereich von C-Fasern und Aluminium. Die Vergrößerungen b) und c) zeigen C-Fasern, die teilweise von Aluminium umschlossen sind. Zudem treten keine Beschädigungen der C-Fasern auf. Die Sonotrodenwegamplitude ist im Vergleich zu Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunden um  $13 \mu\text{m}$  geringer. Auf Grund der geringeren Fließgrenze von Aluminium im Vergleich zu Titan können dennoch ausreichend starke plastische Verformungen und dadurch eine Verzahnung von C-Faser und Aluminium erzeugt werden. Aufgrund einer sehr geringen Probenanzahl

und einer ungeeigneten Zugprüfeinspannung konnten für diese Verbindung keine Zugscherkräfte bestimmt werden.

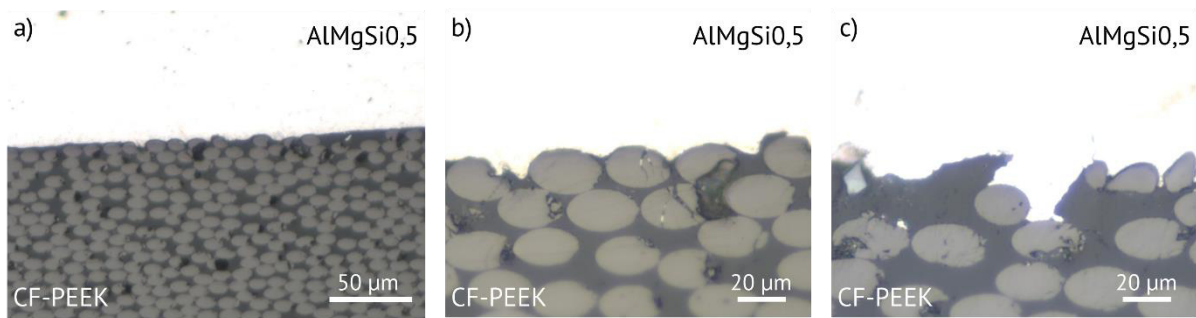


Abbildung 4-53: Mikrostruktur im Bereich der Fügezone eines AlMgSi<sub>0,5</sub>/CF-PEEK-Rohr-Verbundes: a) in der Übersicht sowie b) und c) im detaillierten Kontaktbereich zwischen C-Faser und Aluminium, orbital ultraschallgeschweißt mit  $u_S = 35 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$ ,  $v = 28^\circ/\text{s}$  ( $\cong 4 \text{ mm/s}$  beim translatorischen USS) mit der MC90-Sonotrode PY-2-0,6-KL1

### 4.3.3 Veränderung der Gefügestruktur durch den Ultraschallschweißprozess

Ultraschallgeschweißte metallische Fügepartner weisen häufig eine Änderung der Gefügestruktur auf. Der durch den Ultraschalleinfluss veränderte Bereich wird häufig als Ultraschalleinflusszone (UZ) bezeichnet. Die durch den Ultraschallschweißprozess induzierte plastische Verformung und die überlagerte Schwingung können Gefügeveränderungen verursachen, die zur Folge haben, dass sich die mechanischen Eigenschaften ändern und dadurch das Verbundverhalten beeinträchtigen können. Abbildung 4-54 zeigt die Ultraschalleinflusszonen translatorisch geschweißten Titans a) und b) und Aluminiums c) sowie orbital geschweißten Titans d). Deutlich erkennbare Ultraschalleinflusszonen treten in translatorisch geschweißtem Titan (globular) sowie Aluminium auf. Orbital geschweißtes Titan (lamellar) d) zeigt dagegen keine erkennbaren Veränderungen. Zum einen ist das lamellare Gefüge der gesinterten Fittings thermodynamisch stabiler und enthält durch den Sinterprozess und die Wärmebehandlung weniger Eigenspannungen als das gewalzte Titanblech (siehe Abschnitt 3.1.1) [187, 188]. Des Weiteren unterscheidet sich die Kontaktbedingung beim translatorischen und orbitalen USS. Durch den engeren Kontakt zwischen Titan und CFK wird die Ableitung der Wärme begünstigt. Im translatorisch geschweißten Titan mit globularer Gefügestruktur im Ausgangszustand sind im Bereich der Ultraschalleinflusszone keine Korngrenzen mehr erkennbar (b,c), was auf eine Kornverfei-

nerung durch den Ultraschallschweißprozess hindeutet, die auch bei anderen ultraschallgeschweißten Metallen beobachtet wird [60]. Zudem sind in der Vergrößerung c) nadelförmige martensitische Bereiche erkennbar, die durch eine schnelle Abkühlung aus dem  $\beta$ -Phasengebiet ( $>1000^\circ\text{C}$ ) gebildet werden können [128].

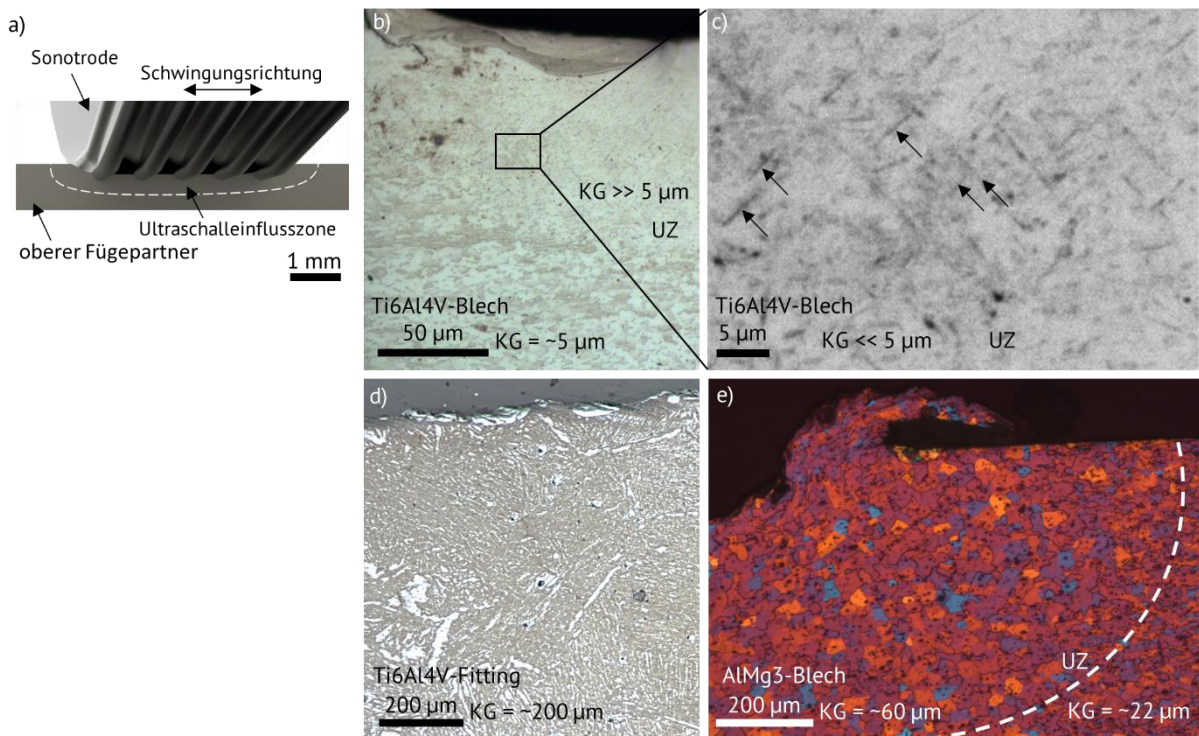


Abbildung 4-54: a) Übersicht des Kontaktbereichs von Sonotrode und oberem Fügepartner und Mikrostruktur des oberen Fügepartners in der Ultraschalleinflusszone und dem unbeeinflussten Bereich im Ausgangszustand von b,c) Ti6Al4V-Blech ( $u_s = 30 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$ ,  $v = 5 \text{ mm/s}$ ), d) Ti6Al4V-Fitting ( $u_s = 48 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 150 \text{ N}$ ,  $v = 28^\circ/\text{s}$ ), und e) AlMg3-Blech ( $u_s = 30 \mu\text{m}$ ,  $F_{US} = 200 \text{ N}$ ,  $v = 8 \text{ mm/s}$ )

Lokale Temperaturspitzen oberhalb von  $1000^\circ\text{C}$  im oberen Fügepartner während des Schweißprozesses sind nicht auszuschließen. Die Gefügeveränderungen in translatorisch geschweißtem Aluminium sind ebenfalls interessant. Die Korngröße wird hier durch den Ultraschallschweißprozess von  $22 \mu\text{m}$  im Ausgangszustand auf  $60 \mu\text{m}$  in der UZ deutlich erhöht, was auf einen Rekristallisationsprozess hindeutet, der vom Grad der Verformung und der Temperatur abhängt [189]. Der Ultraschallschweißprozess und damit auch die Änderung der Kornstruktur läuft innerhalb weniger Sekunden ab, was für sehr hohe Temperaturen und einen hohen Grad der Verformung spricht.

Beim Ultraschallschweißprozess werden einige Phänomene beobachtet, die größtenteils ungeklärt sind. Dazu gehören die hier beobachteten Gefügeveränderungen, die starke plastische Verformung der metallischen Fügepartner durch die Einwirkung der Sonotrode sowie der sogenannte Acoustic Softening Effect (ASE), bei dem im Wesentlichen eine begünstigte Verformbarkeit von Metallen unter Ultraschalleinfluss beobachtet wird [60, 190, 191]. Die hier gewonnenen Erkenntnisse erweitern die allgemeine Datenlage zu den angesprochenen ungeklärten Phänomenen. Der wichtigste Beitrag dieser Untersuchungen zum Kenntnisstand ultraschallgeschweißter Verbunde ist es, ein Bewusstsein hinsichtlich potentieller Änderungen der Mikrostruktur und damit lokaler Werkstoffigenschaften aufzubauen, die bei der Werkstoffauswahl und der Prozessentwicklung zukünftiger Bauteile einbezogen werden können.



#### **4.4 Spannungsanalyse ebener und rohrförmiger Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Verbunde im FE-Modell**

Die Anzahl und die Position der Schweißnähte ist eine wichtige Prozessgröße. Gleichzeitig können bestehende Schweißnähte durch die Erzeugung weiterer Schweißnähte beschädigt werden, wodurch die Verbundfestigkeit reduziert wird. Daher ist eine möglichst geringe Schweißnahtanzahl und ein ausreichend großer Abstand zwischen den Nähten anzustreben.

Zur Auslegung der Schweißnähte wurden die Spannungszustände für translatorisch und orbital ultraschallgeschweißte Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde unter Berücksichtigung der Position und der Anzahl der Schweißnähte im zweidimensionalen FE-Modell ermittelt, um die geometrischen Parameter bewerten zu können (siehe Abschnitt 3.3.5). Durch die gewonnenen Erkenntnisse kann die Anzahl der notwendigen Schweißversuche stark reduziert werden, da nur wenige Schweißversuche nötig sind, um die Ergebnisse der Berechnung validieren und somit die Parameterstudie um die Parameter Schweißnahtanzahl und -position reduziert werden kann.

Zur Bestimmung der besten Kombination aus Anzahl und Position der Schweißnähte wurden diese Parameter im FE-Modell systematisch variiert und analysiert, wobei eine möglichst gleichmäßige Spannungsverteilung in den Verbunden sowie geringe Spannungsniveaus angestrebt wurden, um Spannungsspitzen zu vermeiden und eine maximale Verbundfestigkeit zu erreichen. Abbildung 4-55 zeigt die Verteilung der resultierenden Vergleichsspannungen nach von Mises in Abhängigkeit der Schweißnahtanzahl in translatorisch gefügten Verbunden mit Deformation in der Übersicht und ohne Deformation in der Vergrößerten Ansicht der Schweißnähte. Die Maximalspannungen treten bei allen Proben an der gleichen Stelle der ersten Schweißnaht auf ( $I_a$ ,  $I_b$ ,  $I_c$ ) wobei die Spannung bei einzelnen Schweißnaht mit 352 MPa am höchsten ist, was auf die größere Verformung zurückzuführen ist. Das Verformungsverhalten und die Spannungsverläufe bei zwei und drei Schweißnähten sind nahezu identisch. Die maximale Spannung treten bei der ersten Schweißnaht  $I_b$  bzw.  $I_c$  an der gleichen Position auf. An der mittleren Schweißnaht  $II_c$  tritt nahezu keine Spannung auf. Diese Schweißnaht trägt also auch nicht zur Verbundfestigkeit ultraschallgeschweißter Bauteile bei. Beim Schweißprozess mehrerer Schweißnähte können bestehende Schweißnähte durch die Schwingung bei der Erzeugung weiterer Schweißnähte beschädigt werden. Ein möglichst großer Abstand zwischen den Schweißnähten wie in Abbildung 4-55 b) ist daher anzustreben.

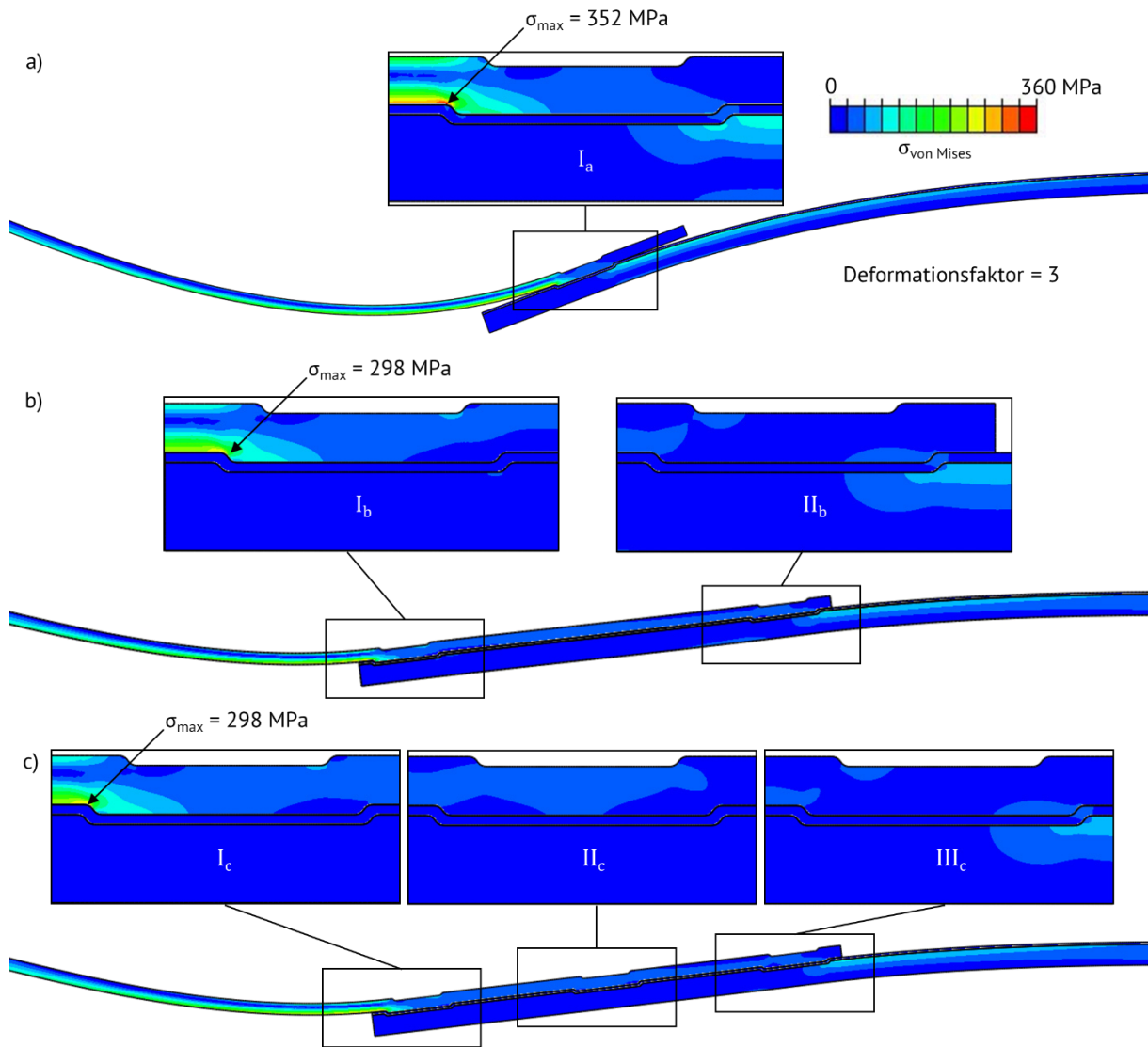


Abbildung 4-55. FE-Modell eines Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Blechverbundes: Verteilung der resultierenden Vergleichsspannungen nach von Mises in Abhängigkeit der Schweißnahtanzahl in translatorisch gefügten Verbunden für a) eine b) zwei und c) drei Schweißnähte unter einer Zugscherbeanspruchung von 100 MPa ( $\cong$  6 kN bei einer Probenbreite von 30 mm)

Abbildung 4-56 und Abbildung 4-57 zeigen die Spannungsverteilungen und die elastische Verformung translatorisch und orbital geschweißter Verbunde mit zwei Schweißnähten im FE-Modell. Der Kraft-Weg-Verlauf der Zugscherprüfung (Abbildung 4-39) zeigt ein rein elastisches Verformungsverhalten mit sehr kleiner Dehnung bis zum Versagen des Verbundes. Daher sollte die maximale Spannung an der Schweißnaht anliegen, die der Zugscherkraft als erstes ausgesetzt ist (Schweißnaht I). Abbildung 4-56 zeigt das Maximum der Vergleichsspannung punktuell an der Grenzfläche zwischen Titan und der PEEK-Schicht. Die Spannungen an

Schweißnaht II sind deutlich geringer, entsprechend der Annahmen auf Basis des Kraft-Weg-Verlaufes im Zugscherversuch. Die größte elastische Verformung tritt in der PEEK Zwischen-schicht des FE-Modells auf, die bei hochfesten Verbindungen nicht vorhanden ist. Nichtsdes-trotz konnten die hier gewonnen Erkenntnisse experimentell bestätigt werden (siehe Abbil-dung 4-44).

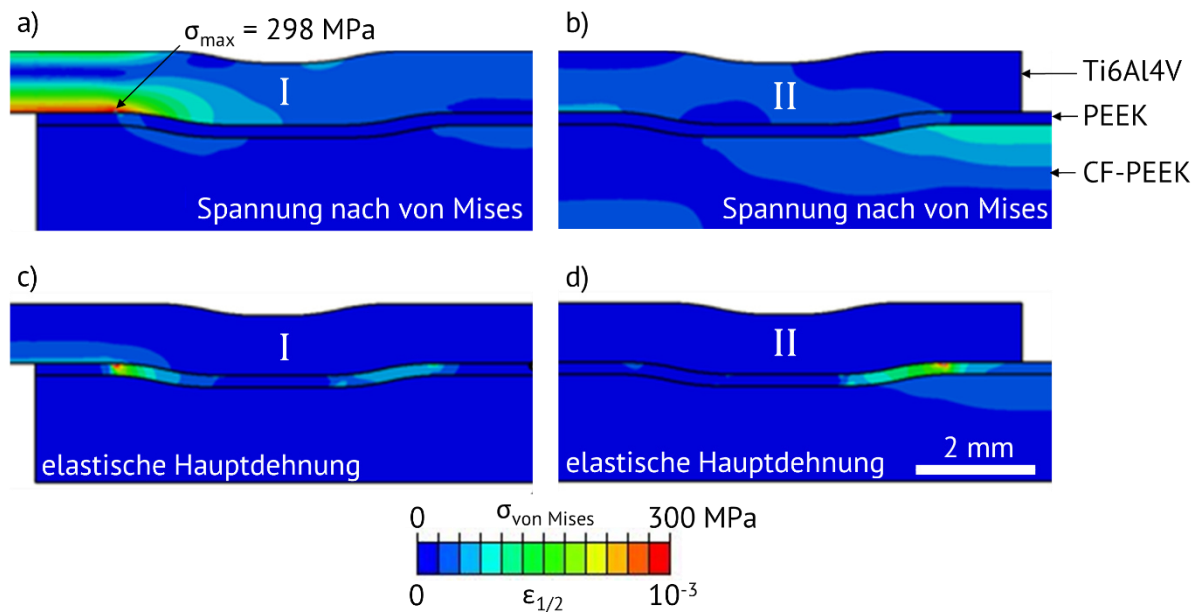


Abbildung 4-56: FE-Modell eines Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Blechverbundes: a,b) Verteilung der mechanischen Spannungen nach von Mises und c,d) Verteilung der elastischen Hauptdehnungen in einem translatorisch geschweißten Verbund mit zwei Schweißnähten (I und II) bei einem Abstand von 20 mm unter einer Zugscherbeanspruchung von 100 MPa ( $\cong$  6 kN, siehe Abschnitt 3.3.5), ohne Bauteilverformung

Abbildung 4-57 zeigt ebenfalls das Maximum der Vergleichsspannung am Rand von Schweißnaht I beim FE-Modell eines Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Rohrverbundes. Im Vergleich zum translatorisch geschweißten Verbund ist die Spannung des orbital geschweißten Verbundes etwas gleichmäßiger über den Schaft des Fittings verteilt. Grund dafür ist das geringere Biegemoment des rohrförmigen Fittings gegenüber dem Blech unter Zugscherbeanspruchung. Die maximale elastische Verformung tritt ebenfalls im Bereich der PEEK-Zwischenlage lokal an den äußeren Bereichen der Verbindung auf und zeigt eine sehr ähnliche Verteilung im Vergleich zur ebenen Verbindung.

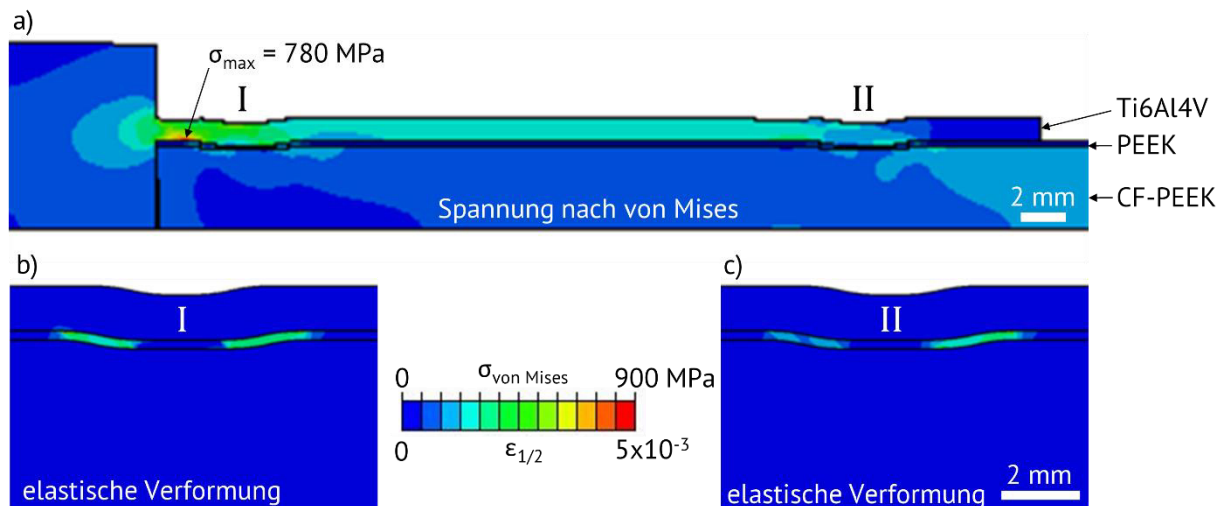


Abbildung 4-57: FE-Modell eines Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Rohrverbundes: a) Verteilung der mechanischen Spannungen nach von Mises und b,c) Verteilung der elastischen Verformung in einem orbital geschweißten Verbund mit zwei Schweißnähten unter einer Zugscherbeanspruchung von 400 MPa ( $\cong 81,7 \text{ kN}$ , siehe Abschnitt 3.3.5), ohne Bauteilverformung

Im Rahmen der Schweißprozessentwicklung wurden orbitalgeschweißte Verbindungen auf Zug und auf Innendruck beansprucht. Die Verbindungen zeigen eine geringere Festigkeit unter Zugscherbeanspruchung von ca. 60% gegenüber der Festigkeit unter Druckbeanspruchung.

Abbildung 4-58 zeigt das Deformationsverhalten einer orbitalgeschweißten Fitting/Rohr-Verbindung unter Zugscherbeanspruchung und unter Innendruckbeanspruchung. Unter Zugscherbeanspruchung entsteht aufgrund des Biegemoments ein Spalt zwischen Fitting und Rohr hinter der Schweißnaht. Dadurch kommt es zu einer zusätzlichen Schälwirkung. Zudem existiert ein Spannungsmaximum an der ersten Schweißnaht. Unter Innendruckbeanspruchung wird das CFK-Rohr gegen die Innenwand des Fittings gepresst. Dadurch wird die Verbindung zum einen weniger stark beansprucht und zum anderen wird die Reibung durch die Anpressung des Rohrs an das Fitting erhöht.

Aufgrund des unterschiedlichen Verformungsverhaltens sind die Spannungen unter Innendruckbeanspruchung gegenüber der Zugscherbeanspruchung um 25% geringer. Die experimentell ermittelten Festigkeiten sind im Innendruckversuch (960 bar  $\cong 81,7 \text{ kN}$  axialer Kraft) unter Betrachtung der resultierenden Axialkräfte um ca. 60% höher im Vergleich zum Zugscherversuch (30 kN), wodurch die Berechnungen tendenziell bestätigt werden.

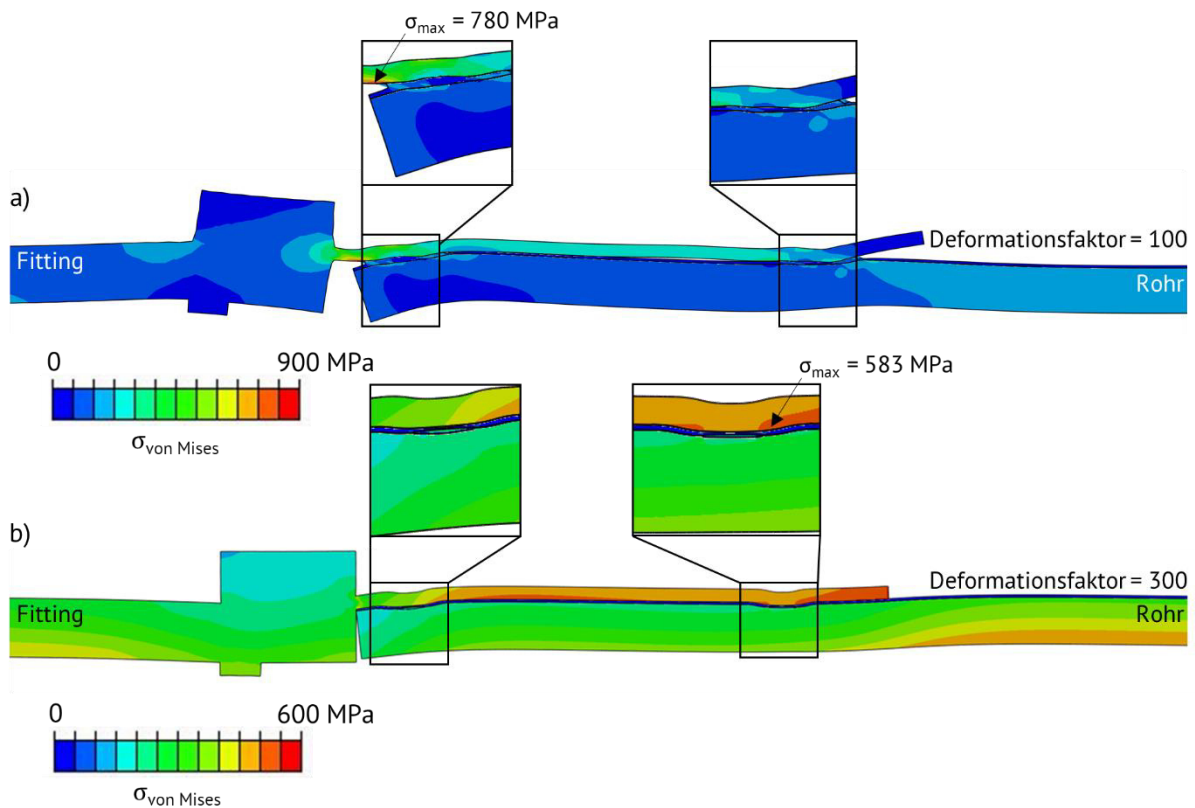


Abbildung 4-58: FE-Modell eines Ti6Al4V/PEEK/CF-PEEK-Rohrverbundes: Deformationsverhalten eines Fitting/Rohr-Verbundes unter a) 400 MPa Zug- und b) 960 bar Innendruckbeanspruchung (a und b  $\cong$  81,7 kN axialer Kraft, siehe Abschnitt 3.3.5)

Die Spannungszustände, die mit Hilfe der FE-Modelle berechnet wurden, erklären die Unterschiede der Verbundfestigkeiten zwischen translatorisch und orbital geschweißten Verbunden sowie durch die unterschiedliche Prüfung im Zugscher- und Innendruckversuch. Die unterschiedlichen Verformungsverhalten bewirken bei translatorisch geschweißten, ebenen Verbunden höhere Spannungskonzentrationen an der Schweißnaht im Vergleich zu rohrförmigen, orbital geschweißten Verbunden. Analog dazu ist die Spannungskonzentration an der Schweißnaht rohrförmiger Verbindungen im Zugversuch höher als im Druckversuch.

## 5 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden Prozess zum kontinuierlichen Ultraschallschweißen zur Erzeugung hochfester Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde entwickelt. Dazu wurden speziell für das Verschweißen von Titan neue Sonotrodenkonzepte erarbeitet sowie der translatorische Ultraschallschweißprozess ebener Fügepartner und der orbitale Ultraschallschweißprozess rohrförmiger Fügepartner grundlegend untersucht.

### Sonotrodenentwicklung

Grundvoraussetzung zur Realisierung einer ultraschallgeschweißten Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbindung sind geeignete, robuste Ultraschallschweißsonotroden, die hohen mechanischen und thermischen Beanspruchungen während des hochdynamischen Prozesses standhalten und gleichzeitig in der Lage sind, über die mechanische Schwingung bei Wegamplituden in der Größenordnung von 50  $\mu\text{m}$  die notwendige Schweißenergie in die Fügezone zu transferieren. Die Kombination aus der Werkstoffauswahl, der Auslegung der Sonotrodengeometrie und der Strukturierung der Sonotrodenkoppelfläche ist essentiell für die Leistungsfähigkeit von Sonotroden. Geeignete Werkstoffe zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit unter statischer und zyklischer Beanspruchung sowie einem hohen Verschleißwiderstand gegenüber Titan aus. Die Geometrie der Sonotrode wurde mit Hilfe der Finiten Elemente Methode für die Arbeitsfrequenz bei 20 kHz und einer hohen akustischen Übersetzung von 1:2,6 bei mechanischen Spannungen bis zu 350 MPa ausgelegt. Die maximal zulässigen Vergleichsspannungen wurden auf Basis von Schwingfestigkeitsuntersuchungen im VHCF-Bereich potentieller Sonotrodenwerkstoffe festgelegt. Um die entwickelten Sonotroden hinsichtlich Amplituden, Modalformen, Eigenfrequenzen und Dämpfungsverhältnissen charakterisieren zu können, wurden entsprechende Messaufbauten zur Modalanalyse entwickelt. Die Struktur der Sonotrodenkoppelfläche ist verantwortlich für einen möglichst schlupffreien Transfer der Sonotrodenschwingung auf den oberen Fügepartner und muss gleichzeitig verschleißbeständig sein. Eine günstige Auslegung der Sonotrode ermöglicht den Transfer der Energie in die Fügezone über eine lokale plastische Verformung des oberen Fügepartners, ohne Schäden beider Fügepartner zu verursachen. Eine pyramidale Struktur zeigt eine höhere Verschleißfestigkeit mit einer prognostizierten Standzeit von 55 m kumulierter Schweißnahtlänge beim Verschweißen von Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunden gegenüber einer rillenförmigen Strukturierung. Ergänzende Untersuchungen im FE-Modell zeigen geringere Vergleichsspannungen während des Schweißens bei einer pyramidalen SKF im Vergleich zu dreifach höheren Spannungen bei einer rillenförmigen Struk-

turierung. Schwingfestigkeitsuntersuchungen im HCF-Bereich ultraschallbeanspruchter Titanproben wurden durchgeführt, um den Einfluss der Struktur der SKF auf den oberen Fügepartner zu ermitteln. Die höchste Schwingfestigkeit zeigten Proben, die mit der pyramidalen SKF beansprucht wurden.

In Schweißversuchen zeigte die pyramidale Struktur eine Erhöhung der Verbundfestigkeit um 65%. Mikrostrukturelle Untersuchungen orbital geschweißter Verbindungen zeigten ferner unterschiedlich starke Beschädigungen der Kohlenstofffasern in Abhängigkeit der Strukturierung der Sonotrodenkoppelfläche. Die pyramidale SKF, mit der die höchsten Festigkeiten erreicht werden, verursacht deutlich weniger Beschädigungen der Fasern im Gegensatz zur rillenförmigen Strukturierung.

Unter Berücksichtigung aller Aspekte wurde das Sonotrodenkonzept auf Basis der Fe-Mo-Co-Legierung MC90 mit pyramidalen Sonotrodenkoppelfläche (PY-3-0,8-KL1) als das geeignetste bestimmt. Die Sonotrode weist ein Übersetzungsverhältnis von 1:3 auf, d.h. eine Sonotrodenwegamplitude von bis zu 60  $\mu\text{m}$  bei einer Eingangsamplitude von 20  $\mu\text{m}$ , die bei den verwendeten Schweißanlagen in Kombination mit einem entsprechenden Booster (1:1,6) an der Sonotrode anliegt.

### **Prozessentwicklung und Verbundeigenschaften**

Zur Erzeugung hochfester Hybridverbindungen und einer reproduzierbaren Verbundqualität sind die Messung und Regelung der Prozessparameter sowie eine geeignete Probenfixierung erforderlich. Eine Ultraschallrollnahtschweißanlage wurden im Rahmen dieser Arbeit für den translatorischen und orbitalen Ultraschallschweißprozess in Zusammenarbeit mit dem CTC in Stade weiterentwickelt. Um eine ultraschallgeschweißte Verbindung erzeugen zu können, ist ein spaltfreier Kontakt der Fügepartner erforderlich. Beim Verschweißen von Blechen wird das über eine entsprechende Einspannvorrichtung und Zustellung realisiert. Um einen spaltfreien Kontakt der rohrförmigen Fügepartner vor dem Schweißprozess zu erzeugen, wurden eine Vorrichtung und ein Prozess zur zusätzlichen Übermaßpassung rohrförmiger Fügepartner entwickelt.

Eine geeignete Kombination aus Sonotrodenwegamplitude, Schweißkraft und Sonotrodengeschwindigkeit wurde für den translatorischen und den orbitalen Schweißprozess ermittelt und anhand mechanischer und mikrostruktureller Verbundeigenschaften bewertet. Translatorisch geschweißte Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde weisen eine maximale relative Zugscherkraft von 80 N/mm in Bezug auf die Schweißnahtlänge auf. Die maximale relative Zugscherkraft orbital

geschweißter Ti6Al4V/CF-PEEK-Verbunde liegt mit 143 N/mm (30 kN) unter Zugscherbeanspruchung und mindestens 390 N/mm (960 bar, 81,7 kN axial) unter Innendruckbeanspruchung deutlich höher. Mikrostrukturuntersuchungen im Bereich der Fügezone belegen den Kontakt zwischen Metall und C-Faser nur bei orbital geschweißten Verbunden. Der Metall/Faser-Kontakt ist wichtiger Bestandteil der hybriden Verbindung und sorgt für eine „Verzahnung“ zwischen den Fügepartnern zusätzlich zur adhäsiven Verbindung durch das Aufschmelzen und Erstarren der thermoplastischen Matrix. Bei translatorisch geschweißten Verbunden verbleibt eine PEEK-Schicht zwischen den Fügepartnern. Die Verbindung ist also rein adhäsiv und die Verbundfestigkeit dementsprechend geringer. Geometriebedingt unterscheiden sich auch die Spannungszustände translatorisch und orbital geschweißter Verbunde unter Zugscherbeanspruchung. Die resultierende Spannungskonzentration an der Schweißnaht ist bei translatorisch geschweißten Verbunden am höchsten. Orbital geschweißte Verbindungen zeigen im Innendruckversuch die höchsten Festigkeiten unter Betrachtung der Zugscherkraft und der resultierenden Axialkraft unter Innendruckbeanspruchung. Grund dafür ist ein günstigeres Verformungsverhalten, das im FE-Modell bestimmt wurde und die unterschiedlichen Festigkeiten zwischen translatorisch und orbital geschweißten Verbunden erklärt.

Mikrostrukturveränderungen des oberen Fügepartners werden bei translatorisch geschweißten Verbindungen beobachtet. Bei Titan mit globularem Gefüge wird die Korngröße in der Ultraschalleinflusszone deutlich verringert, dagegen zeigt Aluminium ein rekristallisiertes Gefüge mit gegenüber dem Ausgangszustand deutlich erhöhter Korngröße. Derartige Veränderungen lassen auf eine lokal große plastische Verformung bei hoher Temperatur schließen. Orbital geschweißte Ti6Al4V-Fittings mit lamellarem Gefüge zeigen dagegen keine Veränderungen in der Mikrostruktur. Die gesinterten Fügepartner beinhalten zum einen weniger Eigenspannungen im Gegensatz zu gewalzten Blechen. Die Übermaßpassung bewirkt zudem einen sehr engen Kontakt, der die Wärmeabfuhr begünstigt.

Die hier gewonnenen Erkenntnisse zeigen das Potential der orbitalen Ultraschallschweißtechnik auf, um hochfeste rohrförmige Hybridverbindungen aus Leichtmetallen und CFK zu erzeugen. Sonotroden aus einer Fe-Co-Mo-Legierung MC90 Intermet, die zum Verschweißen von Titan entwickelt wurden, zeigen eine herausragende Leistungsfähigkeit und sind potentiell für weitere anspruchsvolle Werkstoffe geeignet.



## 6 Literaturverzeichnis

- [1] Amancio-Filho, S. T. u. Blaga, L.-A.: *Joining of Polymer-Metal Hybrid Structures*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc 2018
- [2] André, N. M., Goushegir, S. M., dos Santos, J. F., Canto, L. B. u. Amancio-Filho, S. T.: Friction Spot Joining of aluminum alloy 2024-T3 and carbon-fiber-reinforced poly(phenylene sulfide) laminate with additional PPS film interlayer: Microstructure, mechanical strength and failure mechanisms. *Composites Part B: Engineering* 94 (2016), S. 197–208
- [3] Dawei, Z., Qi, Z., Xiaoguang, F. u. Shengdun, Z.: Review on Joining Process of Carbon Fiber-Reinforced Polymer and Metal: Methods and Joining Process. *Rare Metal Materials and Engineering* 47 (2018) 12, S. 3686–3696
- [4] Kah, P.: Techniques for joining dissimilar materials: metals and polymers. *Review on Advanced Materials Science* (2014) 36, S. 152–164
- [5] Schürmann, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. VDI-Buch. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag 2007
- [6] Friedrich, H. E.: Challenges of Materials Technology for low Consumption Vehicle Concepts. *Advanced Engineering Materials* 5 (2003) 3, S. 105–112
- [7] Balle, F., Backe, S., Becker M., Liesegang M., Staab F. u. Weibel, D.: Alles wird leichter?! Potentiale und Herausforderungen hybrider Werkstoffsysteme. *dialog* (2018) 1, S. 134–139
- [8] Balle, F., Wagner, G. u. Eifler, D.: Ultrasonic spot welding of aluminum sheet/carbon fiber reinforced polymer – joints. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007) 11, S. 934–938
- [9] Balle, F.: *Ultraschallschweißen von Metall/C-Faser-Kunststoff (CFK)-Verbunden*. Dissertation. TU Kaiserslautern. 2009
- [10] Szallies, K., Bielenin, M., Schrickler, K., Bergmann, J. P. u. Neudel, C.: Single-side resistance spot joining of polymer-metal hybrid structures. *Welding in the World* 63 (2019) 4, S. 1145–1152
- [11] Granta Design: *CES Edupack*. 2018
- [12] Klein, B. u. Gänsicke, T.: *Leichtbau-Konstruktion. Dimensionierung, Strukturen, Werkstoffe und Gestaltung*. 2019
- [13] Wiedemann, J.: *Leichtbau*. Berlin: Springer 1996
- [14] AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V.: *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden 2013

- [15] Kashaev, N., Ventzke, V., Riekehr, S., Dorn, F. u. Horstmann, M.: Assessment of alternative joining techniques for Ti-6Al-4V/CFRP hybrid joints regarding tensile and fatigue strength. *Materials & Design* 81 (2015), S. 73–81
- [16] Ehrenstein, G. W. u. Ahlers-Hestermann, G.: *Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik*. München: Hanser 2004
- [17] Lucchetta, G., Marinello, F. u. Bariani, P. F.: Aluminum sheet surface roughness correlation with adhesion in polymer metal hybrid overmolding. *CIRP Annals* 60 (2011) 1, S. 559–562
- [18] Kolesnikov, B., Herbeck, L. u. Fink, A.: CFRP/titanium hybrid material for improving composite bolted joints. *Composite Structures* 83 (2008) 4, S. 368–380
- [19] Habenicht, G.: *Kleben - erfolgreich und fehlerfrei. Handwerk, Praktiker, Ausbildung, Industrie*. Wiesbaden: Springer Vieweg 2016
- [20] DIN 1910-100:2008 DE. *Schweißen und verwandte Prozesse*
- [21] Tan, X., Zhang, J., Shan, J., Yang, S. u. Ren, J.: Characteristics and formation mechanism of porosities in CFRP during laser joining of CFRP and steel. *Composites Part B: Engineering* 70 (2015), S. 35–43
- [22] Staab, F., Balle, F. u. Born, J.: Ultrasonic Torsion Welding of Aging Resistant Al/CFRP Joints - Concepts, Mechanical and Microstructural Properties. *Key Engineering Materials* 742 (2017), S. 395–400
- [23] Staab, F. u. Balle, F.: Ultrasonic torsion welding of ageing-resistant Al/CFRP joints: Properties, microstructure and joint formation. *Ultrasonics* 93 (2019), S. 139–144
- [24] Balle, F., Wagner, G. u. Eifler, D.: Ultrasonic Metal Welding of Aluminium Sheets to Carbon Fibre Reinforced Thermoplastic Composites. *Advanced Engineering Materials* 11 (2009) 1-2, S. 35–39
- [25] Krüger, S., Wagner, G. u. Eifler, D.: Ultrasonic Welding of Metal/Composite Joints. *Advanced Engineering Materials* 6 (2004) 3, S. 157–159
- [26] Balle, F. u. Eifler, D.: Statistical test planning for ultrasonic welding of dissimilar materials using the example of aluminum-carbon fiber reinforced polymers (CFRP) joints. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 43 (2012) 4, S. 286–292
- [27] Beitz, W. u. Grote, K.-H. (Hrsg.): *Dubbel. Taschenbuch für den Maschinenbau*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 1997
- [28] Graff, K. F.: Process Applications of Power Ultrasonics - A Review. In: 1974 Ultrasonics Symposium, S. 628–641

- [29] Matheny, M. P. u. Graff, K. F.: Ultrasonic welding of metals. In: Power Ultrasonics. Elsevier 2015, S. 259–293
- [30] Ahmed, N.: New developments in advanced welding. Woodhead Publishing in materials. Boca Raton, FL, Cambridge, England: CRC Press 2005
- [31] Al-Sarraf, Z. S.: A study of ultrasonic metal welding. PhD thesis. University of Glasgow. 2013
- [32] Nanu, A. S.: Study in ultrasonic stepped horn geometry design and FEM simulation. Nonconventional Technologies Review (2011) 12, S. 25–30
- [33] Dilthey, U. u. Brandenburg, A.: Montage hybrider Mikrosysteme. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2005
- [34] P. C. Harwood, H. J. George, Control circuit for piezoelectric ultrasonic generators, United States Patent, 4,277,710
- [35] Fahrenwaldt, H. J., Schuler, V., Twdrek, J. u. Wittel, H.: Praxiswissen Schweistechnik. Werkstoffe, Prozesse, Fertigung. Wiesbaden: Friedr. Vieweg and Sohn Verlag 2006
- [36] Lionetto, F., Mele, C., Leo, P., D'Ostuni, S., Balle, F. u. Maffezzoli, A.: Ultrasonic spot welding of carbon fiber reinforced epoxy composites to aluminum: mechanical and electrochemical characterization. Composites Part B: Engineering 144 (2018), S. 134–142
- [37] M. Shinohara, M. Ueda, Ultrasonic wave sealing method for container, Patent WO/2002/072426
- [38] Wodara, J. u. Herold, H.: Ultraschallfügen und -trennen. Fachbuchreihe Schweisstechnik, Bd. 151. Düsseldorf: DVS-Verl. 2004
- [39] Schlicker, U.: Ultraschall-Rollnahtschweißen von Glas/Metall-Verbunden unter besonderer Berücksichtigung thermischer Eigenspannungen. Dissertation. TU Kaiserslautern. 1998
- [40] Stafford, T.: Plastics in pressure pipes. Report / Rapra Technology Ltd, Bd. 102. Shawbury, Shrewsbury, Shropshire: Rapra Technology Ltd 1998
- [41] E.A. Neppiras: Ultrasonic welding of metals. Ultrasonics 3 (1965) 3, S. 128–135
- [42] Rhines, F. N.: Microstructology. Pt. 4: Examples 2: Sintering, ultrasonic welding and oxidation. Praktische Metallographie 22 (1985) 11, S. 519–535
- [43] Neumann, U. H.: Kontinuierliches Ultraschall-Preformen zur Fertigung von CFK-Bauteilen in der Luftfahrt. Dissertation. TU Kaiserslautern. 2018

- [44] Tolunay, M. N., Dawson, P. R. u. Wang, K. K.: Heating and bonding mechanisms in ultrasonic welding of thermoplastics. *Polymer Engineering and Science* 23 (1983) 13, S. 726–733
- [45] Benatar, A. u. Cheng, Z.: Ultrasonic welding of thermoplastics in the far-field. *Polymer Engineering and Science* 29 (1989) 23, S. 1699–1704
- [46] A. Herrmann: Gegen Food-Loss und Verpackungsmüll. *Kunststoff-Magazin* 2019, S. 40–41
- [47] A. Herrmann: Kupfer und Aluminium mittels Ultraschall verschweißen. *Ingenieur Spiegel* 2019, S. 68–69
- [48] Kim, T. H., Yum, J., Hu, S. J., Spicer, J. P. u. Abell, J. A.: Process robustness of single lap ultrasonic welding of thin, dissimilar materials. *CIRP Annals* 60 (2011) 1, S. 17–20
- [49] Kang, B., Cai, W. u. Tan, C.-A.: Vibrational energy loss analysis in battery tab ultrasonic welding. *Journal of Manufacturing Processes* 16 (2014) 2, S. 218–232
- [50] Wagner, G., Balle, F. u. Eifler, D.: Ultrasonic Welding of Hybrid Joints. *JOM* 64 (2012) 3, S. 401–406
- [51] Born, C., Wagner, G. u. Eifler, D.: Ultrasonically Welded Aluminium Foams/Sheet Metal – Joints. *Advanced Engineering Materials* 8 (2006) 9, S. 816–820
- [52] Wagner, G., Balle, F. u. Eifler, D.: Ultrasonic Welding of Aluminum Alloys to Fiber Reinforced Polymers. *Advanced Engineering Materials* 15 (2013) 9, S. 792–803
- [53] Kuckert, H.: Ultraschall-Torsionsschweißen spröde-duktiler Werkstoffverbunde. Dissertation. TU Kaiserslautern. 2004
- [54] Wagner, J.: Ermittlung mechanischer Festigkeitseigenschaften und thermischer Eigenspannungen an ultraschallgeschweißten Keramik-Metall-Verbunden. Dissertation. TU Kaiserslautern. 1997
- [55] Wagner, G.: Ultraschallschweißen von Glas und Glaskeramik mit Metallen sowie Erzeugung von Glas/Glas-Verbunden. Dissertation. TU Kaiserslautern. 1997
- [56] Shimizu, S., Fujii, H. T., Sato, Y. S., Kokawa, H., Sriraman, M. R. u. Babu, S. S.: Mechanism of weld formation during very-high-power ultrasonic additive manufacturing of Al alloy 6061. *Acta Materialia* 74 (2014), S. 234–243
- [57] Magin, J. u. Balle, F.: Solid state joining of aluminum, titanium and their hybrids by ultrasonic torsion welding. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 45 (2014) 12, S. 1072–1083

- [58] Bakavos, D. u. Prangnell, P. B.: Mechanisms of joint and microstructure formation in high power ultrasonic spot welding 6111 aluminium automotive sheet. *Materials Science and Engineering: A* 527 (2010) 23, S. 6320–6334
- [59] Panteli, A., Robson, J. D., Brough, I. u. Prangnell, P. B.: The effect of high strain rate deformation on intermetallic reaction during ultrasonic welding aluminium to magnesium. *Materials Science and Engineering: A* 556 (2012), S. 31–42
- [60] Maeda, M., Sato, T., Inoue, N., Yagi, D. u. Takahashi, Y.: Anomalous microstructure formed at the interface between copper ribbon and tin-deposited copper plate by ultrasonic bonding. *Microelectronics Reliability* 51 (2011) 1, S. 130–136
- [61] Maeda, M., Takahashi, Y., Fukuhara, M., Wang, X. u. Inoue, A.: Ultrasonic bonding of Zr55Cu30Ni5Al10 metallic glass. *Materials Science and Engineering: B* 148 (2008) 1-3, S. 141–144
- [62] Fujii, H. T., Goto, Y., Sato, Y. S. u. Kokawa, H.: Microstructure and lap shear strength of the weld interface in ultrasonic welding of Al alloy to stainless steel. *Scripta Materialia* 116 (2016), S. 135–138
- [63] Gunduz, I., Ando, T., Shattuck, E., Wong, P. u. Doumandis, C.: Enhanced diffusion and phase transformations during ultrasonic welding of zinc and aluminum. *Scripta Materialia* 52 (2005) 9, S. 939–943
- [64] Ji, H., Wang, J. u. Li, M.: Evolution of the bulk microstructure in 1100 aluminum builds fabricated by ultrasonic metal welding. *Journal of Materials Processing Technology* 214 (2014) 2, S. 175–182
- [65] Haddadi, F. u. Tsivoulas, D.: Grain structure, texture and mechanical property evolution of automotive aluminium sheet during high power ultrasonic welding. *Materials Characterization* 118 (2016), S. 340–351
- [66] Matsuoka, S.-i. u. Imai, H.: Direct welding of different metals used ultrasonic vibration. *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 2, S. 954–960
- [67] Patel, V. K., Bhole, S. D. u. Chen, D. L.: Influence of ultrasonic spot welding on microstructure in a magnesium alloy. *Scripta Materialia* 65 (2011) 10, S. 911–914
- [68] Patel, V. K., Bhole, S. D. u. Chen, D. L.: Characterization of ultrasonic spot welded joints of Mg-to-galvanized and ungalvanized steel with a tin interlayer. *Journal of Materials Processing Technology* 214 (2014) 4, S. 811–817
- [69] Patel, V. K., Bhole, S. D. u. Chen, D. L.: Ultrasonic spot welded AZ31 magnesium alloy: Microstructure, texture, and lap shear strength. *Materials Science and Engineering: A* 569 (2013), S. 78–85

- [70] Krüger, S.: Ultraschallschweißen von Glasfasertextilien und Glasfaserverbundwerkstoffen mit Blechen. Dissertation. TU Kaiserslautern. 2005
- [71] Born, J.: Analyse, Bewertung und Potentialabschätzung des Ultraschallschweißprozesses für Titan/CFK-Strukturen im Flugzeugbau, Technische Universität Kaiserslautern Diplomarbeit. Kaiserslautern 2012
- [72] Feistauer, E. E., Guimarães, R.P.M., Ebel, T., dos Santos, J. F. u. Amancio-Filho, S. T.: Ultrasonic joining: A novel direct-assembly technique for metal-composite hybrid structures. *Materials Letters* 170 (2016), S. 1–4
- [73] Balle, F., Huxhold, S., Wagner, G. u. Eifler, D.: Damage Monitoring of Ultrasonically Welded Aluminum/ CFRP-Joints by Electrical Resistance Measurements. *Procedia Engineering* 10 (2011), S. 433–438
- [74] Balle, F., Huxhold, S., Emrich, S., Wagner, G., Kopnarski, M. u. Eifler, D.: Influence of Heat Treatments on the Mechanical Properties of Ultrasonic Welded AA 2024/CF-PA66-Joints. *Advanced Engineering Materials* 15 (2013) 9, S. 837–845
- [75] Huxhold, S.: Mechanische Eigenschaften ultraschallgeschweißter Aluminium/CFK-Verbunde. Dissertation. TU Kaiserslautern. 2015
- [76] Möser, M.: Technische Akustik (VDI-Buch) (German Edition). VDI-Buch. Dordrecht: Springer 2005
- [77] Thorby, D.: Structural dynamics and vibration in practice. An engineering handbook. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann 2008
- [78] Zubayer, M. H. u. Wu, J.: Modal Analysis of Commercial Aircraft Engine Noise Source and Noise Reduction Technology. In: IEEA 2018, S. 164–168
- [79] Tronchin, L.: Modal analysis and intensity of acoustic radiation of the kettledrum. *The Journal of the Acoustical Society of America* 117 (2005) 2, S. 926–933
- [80] Vöth, S.: Dynamik schwingungsfähiger Systeme. Wiesbaden: Vieweg 2006
- [81] Lin, S., Guo, H. u. Xu, J.: Actively adjustable step-type ultrasonic horns in longitudinal vibration. *Journal of Sound and Vibration* 419 (2018), S. 367–379
- [82] Neppiras, E. A.: Very high energy ultrasonics. *British Journal of Applied Physics* 11 (1960) 4, S. 143–150
- [83] Grabalosa, J., Ferrer, I., Martínez-Romero, O., Elías-Zúñiga, A., Plantá, X. u. Rivillas, F.: Assessing a stepped sonotrode in ultrasonic molding technology. *Journal of Materials Processing Technology* 229 (2016), S. 687–696
- [84] Komiyama, K., Sasaki, T. u. Watanabe, Y.: Effect of tool edge geometry in ultrasonic welding. *Journal of Materials Processing Technology* 229 (2016), S. 714–721

- [85] G.A. Tomlinson: CVI. A molecular theory of friction. The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science 7 (1929) 46, S. 905–939
- [86] Giessibl, F. J., Herz, M. u. Mannhart, J.: Friction traced to the single atom. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America 99 (2002) 19, S. 12006–12010
- [87] Chaigne, A.: Recent Advances in Vibration and Radiation of Musical Instruments. Flow, Turbulence and Combustion 61 (1998) 1/4, S. 31–41
- [88] Ranganathan, R., Shi, Y. u. Keblinski, P.: Frequency-dependent mechanical damping in alloys. Physical Review B 95 (2017) 21
- [89] Visnapuu, A., Turner, P. C. u. Nash, R. W.: Damping properties of selected steels and cast irons. Report of investigations / Bureau of Mines, Bd. 9068. [Pittsburgh, Pa.]: U.S. Dept. of the Interior, Bureau of Mines 1987
- [90] He, J. u. Fu, Z.-F.: Modal Analysis. Oxford: Butterworth-Heinemann 2004
- [91] Alassi, A., Benammar, M. u. Brett, D.: Quartz Crystal Microbalance Electronic Interfacing Systems: A Review. Sensors (Basel, Switzerland) 17 (2017) 12
- [92] Wurpts, W., Twiefel, J. u. Brouet, F.: Equivalent Circuit Parametrization Utilizing FE Model Order Reduction and its Application to Piezoelectric Generators and Actuators. Energy Harvesting and Systems 4 (2017) 3, S. 115–129
- [93] Wagner, M.: Lineare und nichtlineare FEM. Eine Einführung mit Anwendungen in der Umformsimulation mit LS-DYNA®. Lehrbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg 2017
- [94] Janshoff, A. u. Steinem, C.: Piezoelectric sensors. Springer series on chemical sensors and biosensors, Bd. 5. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2007
- [95] Brouet, F.: Theoretische und experimentelle Untersuchung der parasitären Modenkopplung an Ultraschallwerkzeugen. Dissertation. Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover. 2017
- [96] Kerschen, G., Peeters, M., Golinval, J. C. u. Stéphan, C.: Nonlinear Modal Analysis of a Full-Scale Aircraft. Journal of Aircraft 50 (2013) 5, S. 1409–1419
- [97] Derks, P. P.: The design of ultrasonic resonators with wide output cross-sections. PhD thesis. Technische Hogeschool Eindhoven. 1984
- [98] Harkness, P., Lucas, M. u. Cardoni, A.: Coupling and degenerating modes in longitudinal-torsional step horns. Ultrasonics 52 (2012) 8, S. 980–988

- [99] Lucas, M., Cardoni, A., Lim, F.C.N., Cartmell, M. P. u. McGeough, J. A.: Effects of Modal Interactions on Vibration Performance in Ultrasonic Cutting. *CIRP Annals* 52 (2003) 1, S. 193–196
- [100] Lucas, M., Petzing, J. N., Cardoni, A., Smith, L. J. u. McGeough, J. A.: Design and Characterisation of Ultrasonic Cutting Tools. *CIRP Annals* 50 (2001) 1, S. 149–152
- [101] Cardoni, A., Lucas, M., Cartmell, M. u. Lim, F.: A novel multiple blade ultrasonic cutting device. *Ultrasonics* 42 (2004) 1-9, S. 69–74
- [102] Brouet, F., Twiefel, J. u. Wallaschek, J.: Modal interaction in ultrasonic welding block sonotrodes induced by the mistuning of the material properties. *Journal of Sound and Vibration* 381 (2016), S. 1–13
- [103] Möser, M.: *Messtechnik der Akustik*. Berlin: Springer 2010
- [104] Hirth, M., Gröber, S., Kuhn, J. u. Müller, A.: Harmonic Resonances in Metal Rods – Easy Experimentation with a Smartphone and Tablet PC. *The Physics Teacher* 54 (2016) 3, S. 163–167
- [105] Zhang, J., Kou, Z., Yang, Y., Li, B., Li, X., Yi, M. u. Han, Z.: Optimisation of Heat Treatment Process for Damping Properties of Mg-13Gd-4Y-2Zn-0.5Zr Magnesium Alloy Using Box–Behnken Design Method. *Metals* 9 (2019) 2, S. 157
- [106] Kim, S. A. u. Johnson, W. L.: Elastic constants and internal friction of martensitic steel, ferritic-pearlitic steel, and  $\alpha$ -iron. *Materials Science and Engineering: A* 452-453 (2007), S. 633–639
- [107] Amin, S. G., Ahmed, M.H.M. u. Youssef, H. A.: Computer-aided design of acoustic horns for ultrasonic machining using finite-element analysis. *Journal of Materials Processing Technology* 55 (1995) 3-4, S. 254–260
- [108] Stănăşel, I., Buidoş, T. u. Blaga, F.: Design and FEM simulation of ultrasonic welding horn. *Romanian Association of Nonconventional Technologies* (2014), S. 51–55
- [109] Roopa Rani, M. u. Rudramoorthy, R.: Computational modeling and experimental studies of the dynamic performance of ultrasonic horn profiles used in plastic welding. *Ultrasonics* 53 (2013) 3, S. 763–772
- [110] Nad, M.: Ultrasonic horn design for ultrasonic machining technologies. *Applied and Computational Mechanics* (2010) 4, S. 79–88
- [111] Cardoni, A. u. Lucas, M.: Enhanced vibration performance of ultrasonic block horns. *Ultrasonics* 40 (2002) 1-8, S. 365–369
- [112] Brouet, F., Twiefel, J. u. Wallaschek, J.: Frequency veering and mode degeneration of a rectangular disc. *PAMM* 15 (2015) 1, S. 175–176



- [113] Budairi, H. D.: Design and analysis of ultrasonic horns operating in longitudinal and torsional vibration. PhD thesis. University of Glasgow. 2012
- [114] Tsujino, J. u. Ueoka, T.: Characteristics of large capacity ultrasonic complex vibration sources with stepped complex transverse vibration rods. *Ultrasonics* 42 (2004) 1-9, S. 93–97
- [115] Tsujino, J., Ueoka, T., Kashino, T. u. Sugahara, F.: Transverse and torsional complex vibration systems for ultrasonic seam welding of metal plates. *Ultrasonics* 38 (2000) 1-8, S. 67–71
- [116] Tsujino, J., Harada, Y., Ihara, S., Kasahara, K., Shimizu, M. u. Ueoka, T.: Configurations of high-frequency ultrasonics complex vibration systems for packaging in microelectronics. *Ultrasonics* 42 (2004) 1-9, S. 125–129
- [117] Tsujino, J. u. Ueoka, T.: Ultrasonic Seam Welding System Using a Complex Vibration Circular Disk in Transverse and Torsional Vibrations. *Japanese Journal of Applied Physics* 38 (1999) Part 1, No. 5B, S. 3307–3311
- [118] Sherrit, S., Askins, S. A., Gradziol, M., Dolgin, B. P., Bao, X., Chang, Z. u. Bar-Cohen, Y.: Novel horn designs for ultrasonic/sonic cleaning, welding, soldering, cutting, and drilling. In: *Smart Structures and Materials 2002*, S. 353–360
- [119] Emmer, Š., Baksa, P. u. Kováčik, J.: Effect of microstructure on the sonotrode properties of tool materials Ferro-titanit® WFN and steel CPM 10V®. *Metallic Materials* 53 (2016) 06, S. 423–428
- [120] Emmer, Š., Kováčik, J. u. Mrkvová, S.: Materials for sonotrode tools. *Scientific Proceedings Faculty of Mechanical Engineering STU in Bratislava* 21 (2013) 1, S. 503
- [121] Courant, R.: Variational methods for the solution of problems of equilibrium and vibrations. *Bulletin of the American Mathematical Society* 49 (1943) 1, S. 1–24
- [122] Turner, M., Clough, R. W., Martin, H. C. u. Topp, L. J.: Stiffness and Deflection Analysis of Complex Structures. *Journal of the Aeronautical Sciences* 23 (1956) 9, S. 805–823
- [123] Vajna, S., Weber, C., Zeman, K., Hehenberger, P., Gerhard, D. u. Wartzack, S.: *CAX für Ingenieure. Eine praxisbezogene Einführung*. Berlin, Germany: Springer Vieweg 2018
- [124] Klein, B.: *FEM. Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau*. Lehrbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg 2015

- [125] Seidel, W. W. u. Hahn, F.: Werkstofftechnik. Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung - Anwendung : mit 389 Bildern sowie zahlreichen Tabellen, Beispielen, Übungen und Testaufgaben. Lernbücher der Technik. München: Hanser 2018
- [126] Peters, M. u. Leyens, C.: Titan und Titanlegierungen. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA 2002
- [127] Robert Pedersen: Microstructure and phase transformation of Ti-6Al-4V. PhD thesis. Luleå tekniska universitet. 2002
- [128] Lütjering, G. u. Williams, J. C.: Titanium. Engineering materials and processes. s.l.: Springer-Verlag 2007
- [129] V. V. Vavilova: Effect of vanadium on thermal stability of titanium alloyed with aluminum and oxygen. *Metallovedenie i Termicheseskaya Obrabotka* 1967 1, S. 68–69
- [130] *DIN 17851:1990-11, Titanlegierungen; Chemische Zusammensetzung*
- [131] Schmidt, P.: Optimierung der mechanischen Eigenschaften von Beta-Titanlegierungen durch die Verwendung von Wasserstoff als temporäres Legierungselement. Dissertation. Universität Siegen. 2019
- [132] Froes, F. H. S.: Advances in titanium metal injection molding. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics* 46 (2007) 5-6, S. 303–310
- [133] Ferri, O. M., Ebel, T. u. Bormann, R.: High cycle fatigue behaviour of Ti-6Al-4V fabricated by metal injection moulding technology. *Materials Science and Engineering: A* 504 (2009) 1-2, S. 107–113
- [134] Scott Weil, K., Nyberg, E. u. Simmons, K.: A new binder for powder injection molding titanium and other reactive metals. *Journal of Materials Processing Technology* 176 (2006) 1-3, S. 205–209
- [135] Shibo, G., Xuanhui, Q., Xinbo, H., Ting, Z. u. Bohua, D.: Powder injection molding of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 173 (2006) 3, S. 310–314
- [136] German, R. M.: Progress in Titanium Metal Powder Injection Molding. *Materials (Basel, Switzerland)* 6 (2013) 8, S. 3641–3662
- [137] Hou, X., Liu, Z., Wang, B., Lv, W., Liang, X. u. Hua, Y.: Stress-Strain Curves and Modified Material Constitutive Model for Ti-6Al-4V over the Wide Ranges of Strain Rate and Temperature. *Materials (Basel, Switzerland)* 11 (2018) 6
- [138] Guleryuz, H. u. Cimenoglu, H.: Oxidation of Ti-6Al-4V alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 472 (2009) 1-2, S. 241–246

- [139] Velten, D., Biehl, V., Aubertin, F., Valeske, B., Possart, W. u. Breme, J.: Preparation of TiO<sub>2</sub> layers on cp-Ti and Ti6Al4V by thermal and anodic oxidation and by sol-gel coating techniques and their characterization. *Journal of biomedical materials research* 59 (2002) 1, S. 18–28
- [140] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*. Berlin, Heidelberg: Springer 2014
- [141] Kammer, C.: *Aluminium-Taschenbuch. Praxis Werkstoffe*. Berlin: Beuth 2014
- [142] DIN 1676:2019-03. *Aluminium und Aluminiumlegierungen- Legiertes Aluminium in Masseln- Spezifikationen*
- [143] Finkelnburg, W.-D.: *Wärmebehandlung von Aluminium-Legierungen. Merkblatt / Aluminium-Zentrale W, Bd. 7*. Düsseldorf: GDA 2007
- [144] Bargel, H.-J. u. Schulze, G.: *Werkstoffkunde. VDI-Buch*. Berlin, Heidelberg: Springer 2005
- [145] Strobel, K., Lay, M. D.H., Easton, M. A., Sweet, L., Zhu, S., Parson, N. C. u. Hill, A. J.: Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060. *Materials Characterization* 111 (2016), S. 43–52
- [146] Aluminico S.A.: *Aluminium Alloy EN-AW 6060. Material data sheet*. 2020
- [147] Rossow, C.-C., Wolf, K. u. Horst, P.: *Handbuch der Luftfahrzeugtechnik*. München: Hanser 2014
- [148] Schürmann, H.: *Laminatentwurf mit Hilfe der Netztheorie*. Springer, Berlin, Heidelberg 2005
- [149] Institut für Verbundwerkstoffe: *Datenblatt CF-PEEK*. 2016
- [150] Suprem: *Tape product data sheet. Suprem T*. 2018
- [151] Ritz, F.: *Ermüdungs- und Schädigungsverhalten von X10CrNiMoV12-2-2 im VHCF-Bereich unter dem Einfluss von Mittelspannungen und Kerben. Dissertation. TU Kaiserslautern*. 2019
- [152] Lu, Z. P. u. Friedrich, K.: On sliding friction and wear of PEEK and its composites. *Wear* 181-183 (1995), S. 624–631
- [153] Altenberger, I., Nalla, R. K., Sano, Y., Wagner, L. u. Ritchie, R. O.: On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti–6Al–4V at elevated temperatures up to 550°C. *International Journal of Fatigue* 44 (2012), S. 292–302

- [154] Beck, T., Kovacs, S. A. u. Ritz, F.: VHCF Behavior and Work Hardening of a Ferritic-Martensitic Steel at High Mean Stresses. *Key Engineering Materials* 664 (2015), S. 246–254
- [155] Polytec GmbH: Handbuch In-plane Vibrometer. Controller OFV-3320, Messkopf LSV-065-306-F. Berlin, Waldbronn
- [156] Qu, J., Blau, P. J., Watkins, T. R., Cavin, O. B. u. Kulkarni, N. S.: Friction and wear of titanium alloys sliding against metal, polymer, and ceramic counterfaces. *Wear* 258 (2005) 9, S. 1348–1356
- [157] Böhler voestalpine: MC90 Internet. datasheet. 2017
- [158] Knappstein, G.: Statik. Insbesondere Schnittprinzip. Frankfurt am Main: Deutsch 2007
- [159] Staab, F., Liesegang, M. u. Balle, F.: Local shear strength distribution of ultrasonically welded hybrid Aluminium to CFRP joints. *Composite Structures* 248 (2020), S. 112481
- [160] Furuya, Y., Matsuoka, S., Shimakura, S., Hanamura, T. u. Torizuka, S.: Fatigue Strength of Ultrafine Ferrite-Cementite Steels and Effects of Strengthening Mechanisms. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38 (2007) 12, S. 2984–2991
- [161] Hamada, A. S. u. Karjalainen, L. P.: High-cycle fatigue behavior of ultrafine-grained austenitic stainless and TWIP steels. *Materials Science and Engineering: A* 527 (2010) 21-22, S. 5715–5722
- [162] Frisk, K., Bratberg, J. u. Markström, A.: Thermodynamic modelling of the M<sub>6</sub>C carbide in cemented carbides and high-speed steel. *Calphad* 29 (2005) 2, S. 91–96
- [163] Serna, M. M. u. Rossi, J. L.: MC complex carbide in AISI M2 high-speed steel. *Materials Letters* 63 (2009) 8, S. 691–693
- [164] Domke, W.: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung. Düsseldorf: Girardet 2001
- [165] Zapp GmbH: CPM RexM4. datasheet. 2017
- [166] Chao, Y. J., Ward, J. D. u. Sands, R. G.: Charpy impact energy, fracture toughness and ductile–brittle transition temperature of dual-phase 590 Steel. *Materials & Design* 28 (2007) 2, S. 551–557
- [167] Deutsche Edelstahlwerke: Ferrotitanit Pulvermetallurgische Hartstoffe. Datenblatt. 2016
- [168] Foller, M.: A new investigation on mechanical properties of ferro-titanit. 6th international tooling conferece (2010), S. 1373–1389

- [169] Lüders, K. u. Pohl, R. O.: Schwingungslehre. In: Lüders, K. u. Pohl, R. O. (Hrsg.): Pohls Einführung in die Physik. Band 1: Mechanik, Akustik und Wärmelehre. Berlin: Springer Spektrum 2017, S. 253–297
- [170] Eidenberger, E., Stergar, E., Leitner, H., Scheu, C., Staron, P. u. Clemens, H.: Precipitates in a Fe-Co-Mo Alloy Characterized by Complementary Methods. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte 153 (2008) 7, S. 247–252
- [171] Klocke, F., Döbbeler, B. u. Seimann, M.: Dry Broaching Using Carbon Free Steel as Tool Material. CIRP Proceedings, S. 496–499
- [172] Danninger, H. u. Dlapka, M.: Heat Treatment of Sintered Steels – what is different? HTM Journal of Heat Treatment and Materials 73 (2018) 3, S. 117–130
- [173] Danninger, H., Rouzbahani, F., Harold, C., Ponemayr, H., Daxelmüller, M., Simancik, F. u. Iždinský, K.: Powder metallurgy carbon free tools steels Fe-Co-Mo with varying Co and Mo contents. Powder Metallurgy Progress 13 (2013), S. 47–56
- [174] Li, Y.-D., Zhang, L.-L., Fei, Y.-H., Liu, X.-Y. u. Li, M.-X.: On the formation mechanisms of fine granular area (FGA) on the fracture surface for high strength steels in the VHCF regime. International Journal of Fatigue 82 (2016), S. 402–410
- [175] Stanzl-Tschegg, S. E. u. Schönbauer, B.: Mechanisms of strain localization, crack initiation and fracture of polycrystalline copper in the VHCF regime. International Journal of Fatigue 32 (2010) 6, S. 886–893
- [176] Doche, M. L., Rameau, J. J., Durand, R. u. Novel-Cattin, F.: Electrochemical behaviour of aluminium in concentrated NaOH solutions. Corrosion Science 41 (1999) 4, S. 805–826
- [177] Wagner, V., Starke, P., Kerscher, E. u. Eifler, D.: Cyclic deformation behaviour of railway wheel steels in the very high cycle fatigue (VHCF) regime. International Journal of Fatigue 33 (2011) 1, S. 69–74
- [178] Zimmermann, M., Stöcker, C. u. Christ, H.-J.: On the effects of particle strengthening and temperature on the VHCF behavior at high frequency. International Journal of Fatigue 33 (2011) 1, S. 42–48
- [179] Callister, W. D.: Materials science and engineering. An introduction. New York, NY: Wiley 2007
- [180] Serdobol'skaya, O. Y. u. Kiyaiakin, V. I. Russian Journal of Nondestructive Testing 38 (2002) 2, S. 79–84
- [181] Dick, J. C. u. Bourgeault, C. A.: Notch Sensitivity of Titanium Alloy, Commercially Pure Titanium, and Stainless Steel Spinal Implants. Spine 26 (2001) 15

- [182] Wu, Z. R., Hu, X. T., Li, Z. X., Xin, P. P. u. Song, Y. D.: Probabilistic fatigue life prediction methodology for notched components based on simple smooth fatigue tests. *Journal of Mechanical Science and Technology* 31 (2017) 1, S. 181–188
- [183] Godard, C.: Auswirkung von Mikrokerben auf das quasistatische und zyklische Verformungsverhalten von cp-Titan-Mikroproben. Dissertation. TU Kaiserslautern. 2015
- [184] Parker Hannifin Corporation: O-Ring Handbuch. 2018
- [185] Dichtungstechnik Bensheim: FFKM A45 Datenblatt. 2018
- [186] Thomas Ammann: Formieren beim Schweißen. Linde Group. 2012
- [187] Gill, C. M., Fox, N. u. Withers, P. J.: Shakedown of deep cold rolling residual stresses in titanium alloys. *Journal of Physics D: Applied Physics* 41 (2008) 17, S. 174005
- [188] Teixeira, Ó., Silva, F. J. G., Ferreira, L. P. u. Atzeni, E.: A Review of Heat Treatments on Improving the Quality and Residual Stresses of the Ti–6Al–4V Parts Produced by Additive Manufacturing. *Metals* 10 (2020) 8, S. 1006
- [189] Seifert, M.: Temperiertes Innenhochdruck-Umformen von Rohren aus Magnesium- und Aluminiumlegierungen. Dissertation, TU Chemnitz 2008
- [190] Blaha, F. u. Langenecker, B.: Plastizitätsuntersuchungen von metallkristallen in ultraschallfeld. *Acta Metallurgica* 7 (1959) 2, S. 93–100
- [191] Chen, K., Zhang, Y. u. Wang, H.: Effect of acoustic softening on the thermal-mechanical process of ultrasonic welding. *Ultrasonics* 75 (2017), S. 9–21

## 7 Publikationen und Tagungsbeiträge

### Fachzeitschriften:

1. M. Dürrschnabel, M. Yi, K. Üstüner, M. Liesegang, M. Katter, H.-J. Kleebe, B. Xu, O. Gutfleisch & L. Molina-Luna: Atomic structure and domain wall pinning in samarium-cobalt-based permanent magnets, *Nature Communications*, Volume 8, Article number: 54 (2017), doi.org/10.1038/s41467-017-00059-9
2. Gabriela Mera, Peter Kroll, Ilia Ponomarev, Jiewei Chen, Koji Morita, Moritz Liesegang, Emanuel Ionescu, Alexandra Navrotsky: Metal-catalyst-free access to multiwalled carbon nanotubes/silica nanocomposites (MWCNT/SiO<sub>2</sub>) from a single-source precursor, *Dalton Transactions*, Volume 48, Article number: 11018 (2019), doi: 10.1039/c9dt01783f
3. F. Staab, M. Liesegang, F. Balle: Local shear strength distribution of ultrasonically welded hybrid Aluminium to CFRP joints, *Composite Structures* Volume 248, Article number 112481 (2020), <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112481>

### Tagungen und Konferenzen

1. M. Liesegang, A. Regnat, K. Üstüner, F.-J. Börgermann, M. Katter: Influence of the Sample Position on the Measured Magnetic Flux in Helmholtz Coils Biased with Halbach Array Systems The 24th International Workshop on Rare-Earth and Future Permanent Magnets and their Applications, 28th August to 1st September 2016, Darmstadt, Germany (Proceeding)
2. M. Liesegang (Sp), F. Balle: Kontinuierliches Ultraschallschweißen von Leichtmetall/CFK-Verbunden – vom ebenen zum orbitalen Prozess, 3. Hybrid Materials and Structures 2018, 18th to 19th April 2018, Bremen, Germany
3. M. Liesegang (Sp), T. Beck, F. Balle: Kontinuierliches Ultraschallschweißen rohrförmiger Leichtmetall/CFK-Verbunde, DGM FA-Sitzung Hybride Werkstoffe & AK Mischverbindungen, 13. November, Kaiserslautern

4. M. Liesegang (Sp), T. Beck, F. Balle: Orbitales Ultraschallschweißen rohrförmiger Titan/CFK-Verbunde für Anwendungen in der Luftfahrt, 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, 26-28 Juni 2019, Kaiserslautern
  
5. M. Liesegang (Sp), T. Beck, F. Balle: Ultrasonic welding of titanium to polymer-composite tubular structures process analysis, mechanical properties and microstructure, 4th Hybrid Materials and Structures 2020, 28 – 29 April 2020, Online conference



## 8 Betreute studentische Arbeiten

1. Alexander Storck: Beeinflussung der Grenzflächeneigenschaften von ultraschallgeschweißten Metall/CFK-Verbunden durch die Integration metallischer Pulver (BA 2017)
2. Arnaud Ngamakoua Hakoua: Untersuchung der Mikrostruktur ultraschallgeschweißter Metalle in Abhängigkeit der eingebrachten Energie (MA 2019)
3. Cheng Zhang: Einfluss der Mikrostruktur auf die Schwingungseigenschaften von Ultraschallschweißsonotroden (BA 2019)
4. Christian Loos: Ermittlung und Bewertung geeigneter Prozessparameter zum Ultraschallrollnahtschweißen von Leichtmetall/CFK-Verbindungen (BA 2017)
5. Colin Märker: Entwicklung und Konstruktion einer Ultraschallrollnahtschweißanlage zum Fügen hybrider Verbindungen aus luftfahrtrelevanten Werkstoffen (SA 2018)
6. Manuela Metternich: Wechselwirkung der Fügestellen ultraschallrollnahtgeschweißter Metall/FVK-Verbunde (MA 2018)
7. Mario Schäfer: Herausforderungen und Konzepte zur mechanischen Prüfung von Hydraulikkomponenten der Luftfahrt (SA 2018)
8. Dominik Reinsch und Maximilian Nachtsheim: Chemische Beständigkeit von faserverstärkten Kunststoffen (FVK) und ultraschallgeschweißten Metall/FVK-Verbunden (SA 2018)
9. Patrick Jäger: Hydrauliksysteme und alternative Konzepte zur Steuerung und Antrieb von Flugzeugkomponenten (SA 2018)
10. Pierre Thines: Beeinflussung der Schwingfestigkeit im HCF-Bereich von Ti6Al4V Blechen durch den Ultraschallschweißprozess (SA 2019)
11. Sebastian Vogel: Untersuchung der Festigkeit von Metall/FVK-Verbindungen in Abhängigkeit der Geometrie des Fügebereichs mittels FEM (BA 2019)
12. Sophie Arweiler: Berechnung des Spannungszustandes ultraschallgeschweißter Ti/CFK-Verbunde in Abhängigkeit der Schweißnahtposition mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode (MA 2019)
13. Yuan Yu: Berechnung und Konstruktion einer Ultraschallschweißsonotrode mittels Finite-Elemente-Methode (BA 2018)

## 9 Lebenslauf

---

### Persönliches

Name

Moritz Liesegang

---

### Studium

10/2013 – 11/2015

Master of Science in Materials Science, Technische Universität Darmstadt

Master Thesis bei der Vacuumschmelze Hanau im Bereich Dauermagnet Entwicklung

Thesis: „Synthesis and Characterization of High-Remanent  $\text{Sm}_2(\text{Co,Fe,Cu,Zr})_{17}$  Type Magnets“

10/2010 – 07/2013

Bachelor of Science in Materials Science, Technische Universität Darmstadt

Thesis: „Herstellung und Eigenschaften von kohlenstoffreichen polymerabgeleiteten SiOC-Precursorkeramiken“

04/2014 – 09/2014

Auslandssemester, Tohoku University, Sendai, Japan

Forschungspraktikum mit dem Thema: „Preparation of FePt Nano-Particles by Arc Plasma Deposition“

---

### Berufserfahrung

seit 05/2016

Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern

02/2015 – 10/2015

Masterand, Vacuumschmelze GmbH & Co. KG, Hanau

Entwicklung eines dauermagnetischen Materials

10/2013 – 01/2014

Hilfswissenschaftler, Disperse Feststoffe, Materialwissenschaften, TU Darmstadt, Darmstadt

Forschungsarbeit an polymerabgeleiteten Keramiken

---

### Sprachen

Deutsch

Muttersprache

Englisch

verhandlungssicher

Japanisch

gute Kenntnisse

Spanisch

Grundkenntnisse

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

### Band 1 **C. Fleck**

**Thema:** Struktur und mechanische Eigenschaften kortikalen Knochens unter quasistatischer und zyklischer Beanspruchung

**Jahr:** 1995

**ISBN:** 3-932066-00-6

### Band 2 **G. Wagner**

**Thema:** Ultraschallschweißen von Glas und Glaskeramik mit Metallen sowie Erzeugung von Glas/Glas-Verbunden

**Jahr:** 1996

**ISBN:** 3-932066-01-4

### Band 3 **J. Wagner**

**Thema:** Ermittlung mechanischer Festigkeitseigenschaften und thermischer Eigenspannungen an ultraschallgeschweißten Keramik/Metall-Verbunden

**Jahr:** 1997

**ISBN:** 3-932066-02-2Pb.

**ISSN:** 1433-2744

### Band 4 **K. Marchetti**

**Thema:** Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten stranggepresster kurzfaserverstärkter Glasverbundkörper mit Hilfe von Spannung-Dehnung-Hysteresismessung

**Jahr:** 1997

**ISBN:** 3-932066-03-0

**ISSN:** 1433-2744

### Band 5 **U. Schlicker**

**Thema:** Ultraschall-Rollnahtschweißen von Glas/Metall-Verbunden unter besonderer Berücksichtigung thermischer Eigenspannungen

**Jahr:** 1998

**ISBN:** 3-932066-04-9

**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 6 **H.-J. Bassler**

**Thema:** Wechselverformungsverhalten und verformungsinduzierte Martensitbildung bei dem metastabilen austenitischen Stahl X6CrNiTi1810

**Jahr:** 1999

**ISBN:** 3-932066-05-7

**ISSN:** 1433-2744

Band 7 **M. Schelp**

**Thema:** Lebensdauervorhersage an vergüteten Stählen bei ein- und mehrstufiger Schwingbeanspruchung auf der Basis von Dehnungs-, Temperatur- und Widerstandsmessungen

**Jahr:** 2001

**ISBN:** 3-932066-06-5

**ISSN:** 1433-2744

Band 8 **F. Walther**

**Thema:** Einfluss der ortsabhängigen Mikrostruktur auf das Ermüdungsverhalten hochbeanspruchter Radstähle

**Jahr:** 2002

**ISBN:** 3-932066-07-3

**ISSN:** 1433-2744

Band 9 **T. Nebel**

**Thema:** Verformungsverhalten und Mikrostruktur zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle

**Jahr:** 2002

**ISBN:** 3-932066-08-1

**ISSN:** 1433-2744

Band 10 **H. Kuckert**

**Thema:** Ultraschall-Torsionsschweißen spröde-duktiler Werkstoffverbunde

**Jahr:** 2003

**ISBN:** 3-932066-09-X

**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 11 **C. Born**

**Thema:** Ultraschallschweißen zellulärer metallischer Werkstoffe mit Blechen

**Jahr:** 2004

**ISBN:** 3-932066-10-3

**ISSN:** 1433-2744

Band 12 **C. Leinenbach**

**Thema:** Cyclic Deformation Behaviour of Surface Modified Titanium Implant Alloys in Simulated Physiological Media

**Jahr:** 2005

**ISBN:** 3-932066-11-1

**ISSN:** 1433-2744

Band 13 **B. Schwilling**

**Thema:** Zyklisches Verformungsverhalten der ( $\alpha$ + $\beta$ )-Titanlegierungen Ti-6Al-4V und Ti-6Al-7Nb

**Jahr:** 2005

**ISBN:** 3-932066-12-X

**ISSN:** 1433-2744

Band 14 **S. Krüger**

**Thema:** Ultraschallschweißen von Glasfasertextilien und Glasfaserverbundwerkstoffen mit Blechen

**Jahr:** 2005

**ISBN:** 3-932066-13-8

**ISSN:** 1433-2744

Band 15 **M. Smaga**

**Thema:** Experimentelle Untersuchung der Mikrostruktur sowie des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle

**Jahr:** 2005

**ISBN:** 3-932066-14-6

**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 16 **N. Rojek**

**Thema:** Mikrostrukturorientierte Untersuchungen zur Verbesserung der Lebensdauervorhersage von Titan-, Aluminium- und Magnesium-Leichtbauwerkstoffen

**Jahr:** 2005

**ISBN:** 3-932066-15-4

**ISSN:** 1433-2744

Band 17 **B. Ebel-Wolf**

**Thema:** Characterisation of the cyclic deformation behaviour of the magnesium die-cast alloys MRI 153M and MRI 230D

**Jahr:** 2007

**ISBN:** 3-932066-16-2

**ISSN:** 1433-2744

Band 18 **C. Meilgen**

**Thema:** Zyklisches Verformungsverhalten von hochbeanspruchten Radstählen unter mechanischer und thermisch-mechanischer Beanspruchung

**Jahr:** 2007

**ISBN:** 3-932066-17-0

**ISSN:** 1433-2744

Band 19 **F. Walther**

**Thema:** Physikalisch basierte Messverfahren zur mikrostrukturbasierten Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens metallischer Werkstoffe

**Jahr:** 2007

**ISBN:** 3-932066-18-9

**ISSN:** 1433-2744

Band 20 **P. Starke**

**Thema:** Lebensdauerberechnung bei ein- und mehrstufig beanspruchten Proben aus vergütetem 42CrMo4

**Jahr:** 2007

**ISBN:** 3-932066-19-7

**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 21 **T. Jene**

**Thema:** Entwicklung eines Verfahrens zur prozessintegrierten Prüfung von Rührreibschweißverbindungen des Leichtbaus sowie Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens der Fügungen

**Jahr:** 2008

**ISBN:** 3-932066-20-0

**ISSN:** 1433-2744

Band 22 **F. Balle**

**Thema:** Ultraschallschweißen von Metall/C-Faser-Kunststoff (CFK) – Verbunden

**Jahr:** 2009

**ISBN:** 3-932066-21-9

**ISSN:** 1433-2744

Band 23 **M. Gutensohn**

**Thema:** Quasistatisches und zyklisches Verformungsverhalten rührreibgeschweißter Aluminiumverbunde

**Jahr:** 2010

**ISBN:** 3-932066-22-7

**ISSN:** 1433-2744

Band 24 **M. Klein**

**Thema:** Einfluss der Fertigungsprozesskette auf die Mikrostruktur und das Ermüdungsverhalten von Proben mit Dehnschraubengeometrie aus vergütetem 42CrMo4

**Jahr:** 2010

**ISBN:** 3-932066-23-5

**ISSN:** 1433-2744

Band 25 **M. Koster**

**Thema:** Ultraschallermüdung des Radstahls R7 im Very – High – Cycle – Fatigue (VHCF) – Bereich

**Jahr:** 2011

**ISBN:** 3-932066-24-3

**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 26 **C. J. Peters**

**Thema:** Microstructure-Oriented Characterisation of the Cyclic Deformation Behaviour of highly loaded Railway Wheel and Tyre Steels under Thermal and Mechanical Near-Service Loading

**Jahr:** 2011

**ISBN:** 3-932066-25-1

**ISSN:** 1433-2744

Band 27 **V. Wagner**

**Thema:** Wechselverformungsverhalten hochbeanspruchter Eisenbahnradstähle im Very High Cycle Fatigue (VHCF-) Bereich

**Jahr:** 2011

**ISBN:** 3-932066-26-X

**ISSN:** 1433-2744

Band 28 **F. Hahnenberger**

**Thema:** Einfluss niedriger Temperaturen auf das zyklische Verformungs- und Umwandlungsverhalten metastabiler austenitischer Stähle

**Jahr:** 2013

**ISBN:** 3-932066-27-8

**ISSN:** 1433-2744

Band 29 **T. Kieczka**

**Thema:** Einfluss niedriger Temperaturen und korrosiver Medien auf das Ermüdungsverhalten von Leichtbauwerkstoffen

**Jahr:** 2013

**ISBN:** 3-932066-28-6

**ISSN:** 1433-2744

Band 30 **H. Germann**

**Thema:** Mikrostrukturorientierte Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens verschiedener Gusseisenwerkstoffe auf der Basis physikalischer Messverfahren

**Jahr:** 2013

**ISBN:** 3-932066-29-4

**ISSN:** 1433-2744



# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

- Band 31 **O. M. K. Klag**  
**Thema:** Mikrostruktur, mechanische Eigenschaften und Korrosionsverhalten rührreibgeschweißter AZ91/AZ91- und AZ91/AlMg3Mn-Verbunde  
**Jahr:** 2013  
**ISBN:** 3-932066-30-8  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 32 **N. Buhl**  
**Thema:** Rührreischweißen von Titanwerkstoffen und Analyse der Verbundeigenschaften  
**Jahr:** 2014  
**ISBN:** 3-932066-31-6  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 33 **S. Heinz**  
**Thema:** Charakterisierung des Ultraschallermüdungsverhaltens von TiAl6V4 im Very High Cycle Fatigue (VHCF) - Bereich  
**Jahr:** 2014  
**ISBN:** 3-932066-32-4  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 34 **J. Magin**  
**Thema:** Ultraschalltorsionsschweißen von Aluminium/Titan-Verbunden – Prozessanalyse, mechanische Eigenschaften und Mikrostruktur  
**Jahr:** 2015  
**ISBN:** 3-932066-33-2  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 35 **S. Huxhold**  
**Thema:** Mechanische Eigenschaften ultraschallgeschweißter Aluminium/CFK-Verbunde  
**Jahr:** 2015  
**ISBN:** 3-932066-34-0  
**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 36 **B. Straß**

**Thema:** Ultraschallunterstütztes Rührreibschweißen von Al/Mg-Verbunden: Prozessanalyse, mikrostruktureller, mechanischer und korrosiver Eigenschaftsvergleich

**Jahr:** 2015

**ISBN:** 3-932066-35-9

**ISSN:** 1433-2744

Band 37 **D. Backe**

**Thema:** Ultraschallermüdung und Schädigungsverhalten von C-Faser-Gewebe verstärktem Polyphenylensulfid im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen

**Jahr:** 2016

**ISBN:** 3-932066-36-7

**ISSN:** 1433-2744

Band 38 **H. S. Kramer**

**Thema:** Zyklische Härteprüfung und Ermüdungsversuche zur Bewertung zyklischer Eigenschaften modifizierter Wälzlager- und Getriebestähle

**Jahr:** 2016

**ISBN:** 3-932066-37-5

**ISSN:** 1433-2744

Band 39 **M. Wolf**

**Thema:** Ermüdungsverhalten von Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen im Bereich hoher und sehr hoher Lastspielzahlen

**Jahr:** 2016

**ISBN:** 3-932066-38-3

**ISSN:** 1433-2744

Band 40 **A. Sorich**

**Thema:** Charakterisierung des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens des zyklisch beanspruchten metastabilen austenitischen Stahls X6CrNiNb1810

**Jahr:** 2016

**ISBN:** 3-932066-39-1

**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

- Band 41 **R. Skorupski**  
**Thema:** Einfluss der verformungsinduzierten oberflächennahen Martensitbildung auf das LCF- und HCF-Ermüdungsverhalten sowie die Verschleißfestigkeit des metastabilen austenitischen Stahls X6CrNiNb1810  
**Jahr:** 2017  
**ISBN:** 3-932066-40-5  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 42 **S. Schuff**  
**Thema:** Mikro- und Makroschädigung von partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen bei quasistatischer und zyklischer Beanspruchung  
**Jahr:** 2018  
**ISBN:** 3-932066-41-3  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 43 **H. Lindel**  
**Thema:** Untersuchung und Modellierung des Ermüdungsverhaltens des hochfesten Stahls 100Cr6 im metallpulverspritzgegossenen Zustand  
**Jahr:** 2018  
**ISBN:** 3-932066-42-1  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 44 **M. Gollmer**  
**Thema:** Schadensakkumulationsverhalten der Superlegierung René 80 unter zweistufiger Low Cycle Fatigue Beanspruchung  
**Jahr:** 2018  
**ISBN:** 3-932066-43-X  
**ISSN:** 1433-2744
- Band 45 **F. Ritz**  
**Thema:** Ermüdungs- und Schädigungsverhalten von X10CrNiMoV12-2-2 im VHCF-Bereich unter dem Einfluss von Mittelspannungen und Kerben  
**Jahr:** 2019  
**ISBN:** 3-932066-44-8  
**ISSN:** 1433-2744

# Werkstoffkundliche Berichte

---

## bereits veröffentlicht wurden

Band 46 **B. Engel**

**Thema:** Einfluss der lokalen Kornorientierung und der Korngröße auf das Verformungs- und Ermüdungsverhalten von Nickelbasis Superlegierungen

**Jahr:** 2019

**ISBN:** 3-932066-45-6

**ISSN:** 1433-2744

Band 47 **S. Backe**

**Thema:** Metallfaser- und Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoff-Lamine (MCFK): Ermüdungseigenschaften und Potenziale zur Schädigungsüberwachung

**Jahr:** 2019

**ISBN:** 3-932066-46-4

**ISSN:** 1433-2744

Band 48 **B. Blinn**

**Thema:** Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens additiv gefertigter Werkstoffstrukturen aus AISI 316L unter Verwendung effizienter Kurzzeitmethoden

**Jahr:** 2020

**ISBN:** 3-932066-47-2

**ISSN:** 1433-2744

Band 49 **B. Jost**

**Thema:** Ermüdungsverhalten und Lebensdauerberechnung des Gusseisenwerkstoffes EN-GJS-600 bei isothermer und thermisch-mechanischer Beanspruchung

**Jahr:** 2020

**ISBN:** 3-932066-48-0

**ISSN:** 1433-2744

Band 50 **M. Liesegang**

**Thema:** Kontinuierliches Ultraschallschweißen ebener und rohrförmiger Titan/CFK-Verbindungen – Sonotroden, Prozessentwicklung und Verbundeigenschaften

**Jahr:** 2020

**ISBN:** 3-932066-49-9

**ISSN:** 1433-2744